

N. 1

GENNAIO - FEBBRAIO

1938

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI
DELLA ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

VOLUME VII

1938 - XVI



MILANO - Via Cappellari, 2

I. - INDICE ALFABETICO DEGLI AUTORI

Le abbreviazioni che precedono il numero della pagina hanno il seguente significato:

M = Memorie originali
R = Recensioni
NE = Notiziario economico
NT = Notiziario tecnico
NR = Note redazionali
NO = Norme, unificazione
RSP = Rassegna stampa periodica (Riassunti)
LD = Lettere alla Direzione

A

B

C

D

F

G

II. - INDICE ANALITICO DELLE MATERIE

Le abbreviazioni che precedono il numero della pagina hanno il seguente significato:

M.m = Memorie originali
NR = Note redazionali
R = Recensioni
NT = Notiziario tecnico
NE = Notiziario economico
LD = Lettere alla Direzione
NO = Norme, unificazione
CE = Corrispondenze dall'estero
RSP = Rassegna della stampa periodica (Riassunti)

Gli argomenti delle memorie sono contrassegnati con **M** o **m** secondo che essi compaiano o non compaiano nei titoli delle memorie.

A

M

N

O

Elenco delle Memorie originali pubblicate nell'anno 1938

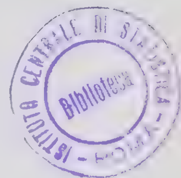
Anno VII - N. 1 Gennaio-Febbraio 1938-XVI

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI



Redazione, Amministrazione e Pubblicità:
Via Cappellari N. 2 - **MILANO** - Telefono N. 84-569

Un Numero separato . . Italia L. 10 - Estero L. 15
Abbonamento . . . . . „ „ 50 - „ „ 80

Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. 100 — Estero L. 170

SOMMARIO

Le Memorie pubblicate nella Rivista vengono compensate.

GRUPPO METALLI LEGGERI DELL'ASSOCIAZIONE
FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

VIA CAPPELLARI N. 2 ~ MILANO ~ VIA CAPPELLARI N. 2

CONCORSI A PREMI PER IL 1938

Il Gran Consiglio del Fascismo, nella sua seduta del 1° marzo 1937, ha approvato fra le varie mozioni la seguente:

« Invito alla scienza e alla tecnica italiana di collaborare al sollecito raggiungimento di questo massimo di autarchia, perchè solo con la scienza, col valore e con lo spirito pronto a qualsiasi evento i popoli meno dotati possono resistere all'eventuale aggressione di Paesi ricchi di denaro e possessori di maggiori risorse naturali ».

Il Gruppo Metalli Leggeri dell' Associazione fra gli Industriali Metallurgici, allo scopo di incoraggiare gli studi relativi all' alluminio e alle leghe leggere da esso derivate, interpretando lo spirito che anima la mozione deliberata dal Gran Consiglio del Fascismo, ha deciso di bandire un concorso a premi da destinare agli autori che presenteranno entro il 28 ottobre 1938, le migliori memorie sui temi seguenti:

1°) *Tecnologia* (lavorazione plastica, fonderia, saldatura, chiodatura, lavorazione meccanica, trattamenti superficiali, verniciatura, ecc.).

2°) *Metallografia e resistenza dei materiali.*

Bandisce inoltre un concorso sui temi obbligati:

a) *Studio sperimentale della variazione delle caratteristiche meccaniche delle leghe di alluminio da fonderia in funzione dello spessore del getto.*

b) *Studio generale della resilienza delle leghe di alluminio da lavorazione plastica e discussione del significato che questo metodo di prova assume nel caso specifico.*

I concorsi sono dotati di premi per l'importo complessivo di L. 5.000,— (cinquemila) da ripartire, secondo il giudizio della Commissione, fra gli autori dei lavori più meritivoli.

La Commissione giudicatrice è costituita dai Signori:

S. E. Parravano Prof. Nicola
Sirovich Prof. Ing. Dr. Comm. Giulio
Musatti Prof. Dott. Iginio
Caro Dr. Aldo
Losana Prof. Dr. Luigi
Panseri Prof. Dr. Ing. Carlo
Pramaggiore Dr. Ing. Carlo
Ferreri Dr. Ing. Vittorio
Scarpa Prof. Dr. Oscar

I lavori dovranno essere presentati anonimi, controdistinguendoli con un motto che verrà ripetuto sopra una busta sigillata contenente una scheda col nome e l'indirizzo del concorrente.

Verranno aperte solamente le buste delle memorie che la Commissione giudicherà meritevoli di premio.

I manoscritti, in triplice copia, e le buste sigillate dovranno pervenire alla Redazione della Rivista « ALLUMINIO «, Via Cappellari, 2 - Milano, non oltre le ore 24 del giorno 28 Ottobre 1938-XVI.

GRUPPO METALLI LEGGERI DELL'ASSOCIAZIONE
FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

VIA CAPPELLARI N. 2 ~ MILANO ~ VIA CAPPELLARI N. 2

COMUNICATO

Il giorno 12 Febbraio 1938-XVI si è riunita la Commissione giudicatrice dei concorsi a premi per il 1937 indetta dal GRUPPO METALLI LEGGERI dell'ASSOCIAZIONE NAZIONALE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI.

Le memorie presentate ai concorsi furono tre, delle quali due rispondenti alle norme del bando ed una che non fu ammessa alla premiazione in quanto, trattandosi di lavoro già pubblicato su altre riviste, non rispondeva ai termini del bando stesso.

La memoria contrassegnata dal motto **Aero** ed avente per titolo « *La saldatura elettrica a punti delle leghe di alluminio con bassa intensità di corrente* » è stata giudicata meritevole di un premio di L. 4.000 essendosi ravvisata in essa una intelligente applicazione di principi, che per quanto noti, non erano stati ancora applicati ad un caso concreto quale nella memoria stessa viene esaminato e discusso.

La memoria contrassegnata dal motto **Ove è clara la lictera non fare oscura chiosa** ed avente per titolo « *Il disegno dei getti in rapporto alle caratteristiche tecnologiche delle leghe di alluminio ed alle caratteristiche meccaniche da ottenere* » partecipante quindi al concorso sul tema obbligato « Il disegno dei getti in rapporto alle caratteristiche tecnologiche delle leghe di alluminio ed alle caratteristiche meccaniche da ottenere » è stata ritenuta meritevole soltanto di un premio di incoraggiamento in quanto, pur riscontrandosi in essa una buona conoscenza generale del soggetto, presenta carattere più che altro compilativo e non vi è manifesto l'apporto personale e sperimentale dell'autore.

Procedutosi all'apertura delle buste risultò autore della memoria contrassegnata dal motto « Aero » l'Ing. Giovanni Lo Bue delle Costruzioni Meccaniche aeronautiche di Marina di Pisa e della memoria contrassegnata col motto « Ove è clara la lictera non fare oscura chiosa » il Dott. Ing. Roberto Guastalla, Via Ariosto 30, Milano.

La Commissione, dopo aver giudicato quanto sopra, ha dovuto constatare che nonostante gli incoraggiamenti, l'istituzione di concorsi a premi, ecc. la collaborazione degli studiosi nel campo scientifico e tecnologico delle leghe leggere ed in quello più generale della metallurgia, è assai più scarsa di quanto le possibilità sperimentali ed industriali del Paese possono logicamente lasciar supporre.

Nonostante questa constatazione la Commissione ha ritenuto opportuno di indire per il 1938 un nuovo concorso a premi di cui pubblichiamo il bando.

A. PISTOCCHI: Contributo al chiarimento dei problemi di deformazione della materia cristallina

Class. dec. 539.37

RIASSUNTO

Si rievocano le leggi che governano i legami interatomici e alcune nozioni sui reticoli, specialmente in relazione alle loro proprietà elastiche. Si passano in rassegna le proprietà di omogeneità, di anisotropia e di elasticità dei cristalli, mettendo in maggior rilievo il modo secondo cui si manifestano le deformazioni, specialmente in relazione alla velocità di applicazione delle sollecitazioni. Non perdendo di vista le proprietà dei reticoli, si esaminano successivamente i fenomeni di contrazione e di rigonfiamento e si mettono in evidenza le ragioni che determinano la rottura della materia, quale si osserva alla scala macroscopica. Segue un breve accenno sugli effetti delle soluzioni di continuità e sulle inclusioni reticolari per dar maggior rilievo al tentativo di spiegazione del procedimento di rottura dovuto al fenomeno della fatica.

In questi ultimi anni si è molto scritto intorno alla costituzione della materia cristallina ed intorno al suo comportarsi di fronte alle sollecitazioni esterne e quindi una copiosa bibliografia in merito è venuta via via maturando.

Atomi, molecole, cristalli, omogeneità, isotropia e anisotropia, elasticità ecc. sono i termini comuni di questa bibliografia che, partendo dalle forme dei legami interatomici, cerca di raggiungere una spiegazione del fenomeno di rottura, esaminando vecchie teorie e fondandone addirittura delle nuove. È grande è l'influsso che in questo campo esercitano le moderne scienze fisiche, che permettono il dischiudersi di un più vasto orizzonte intorno alla costituzione e al comportamento della materia.

Scopo delle seguenti note è quello di tendere ad un chiarimento intorno ai problemi, così interessanti invero, che riflettono la materia cristallina e la sua deformabilità, sopratutto in vista di facilitare l'ascesa allo studio dei complessi od aggregati cristallini di cui sono costituiti gran parte dei materiali impiegati nelle comuni costruzioni. Un tentativo di sintesi insomma, dall'elemento primo della materia, al cristallo, alle sue deformazioni, con riflessioni intorno al meccanismo con cui avvengono le deformazioni stesse e sul modo di resistere della materia a certe forme di sollecitazioni esterne.

Rifare la strada per l'esame di questa sintesi, significa ponderare i concetti, forse perfezionarli e semplificarli, sicchè in tutto questo potrebbe trovare giovamento colui che avendo letta la bibliografia su un particolare argomento, non ha potuto chiarire i concetti per mancanza di nesso.

Soffermarsi là ove le idee non sembrano chiare è un bisogno dello spirito — che non è mai sazio di maturarsi — ed un contributo al chiarimento dei problemi in esame. E se le riflessioni a cui la sosta dà luogo possono essere di qualche utilità, allora trovano premio e conforto le fatiche spese.

Sarebbe naturalmente mera illusione ritenere che ciò che si pensa sia veramente il « vero »: il pensiero, evolvendo, si illude, oggi più che mai, di raggiungere il cuore della questione, da dove si diparte cioè ogni forma di vita e di energia, ma il « vero » forse è là, dove il pensiero si chiude.

I.

Come è noto, tutti i corpi solidi variano il loro volume, a parità di ogni altra condizione, col variare dello stato di sollecitazione esterna: il volume cioè diminuisce esercitando una pressione in tutte le direzioni; aumenta invece esercitando una tensione. Questo fatto basta da solo ad ammettere che le particelle prime che costituiscono la materia subiscono, sotto l'azione di tali sollecitazioni, un avvicinamento od un allontanamento. Nello stato naturale, di sollecitazione esterna nulla, le citate particelle vengono, verosimilmente, a stabilirsi ad una data distanza di « equilibrio », dipendente dalla temperatura e dalla costituzione delle particelle stesse.

Quale particella elementare, ovvero quale elemento primo della materia, può essere considerato l'atomo della moderna fisica, col suo nucleo e coi suoi elettroni periferici in numero tale da equilibrare la carica risultante positiva del nucleo: l'atomo nel suo complesso è per conseguenza neutro. Gli elettroni sono dotati di moto intorno al nucleo ed attorno a se stessi (spin), dal che nasce il concetto di campi elettrici elettronici, dovuti alla carica elettrica degli elettroni, e di momenti elettrici elettronici, dovuti all'accennato spin [1].

---

[1] Il nucleo atomico comprende un numero X di protoni (granuli di elettricità positiva) e un numero Y di elettroni (granuli di elettricità negativa di carica uguale a quella dei protoni). La carica del nucleo è data quindi da $Z = X - Y$ che rappresenta, come è noto, il numero atomico, pari al numero di elettroni periferici dell'atomo.

Come è noto, nell'atomistica moderna, quattro sono i numeri che caratterizzano lo stato energetico degli elettroni:

— il « numero quantico principale n », che consegue dal postulato di Bohr il quale dice che il movimento degli elettroni può aver luogo solo su orbite per le quali il momento meccanico orbitale (cioè il prodotto della massa dell'elettrone per la sua velocità e per il raggio dell'orbita) è un multiplo intero n di una certa quantità elementare;

— il « numero quantico azimutale K », che definisce la forma o eccentricità dell'orbita: per ogni valore di n esso può prendere i valori: 1, 2, 3 . . . . n;

— il « numero quantico interno J », somma vettoriale dei momenti meccanici: uno dovuto al movimento orbitale, già citato, l'altro al movimento dell'elettrone intorno a se stesso;

— il « numero quantico magnetico m », che assume solo i valori $m = \pm \frac{1}{2}$ dovuto alla rotazione elettronica (Spin).

La nota tabella di Bohr-Stoner dà la distribuzione degli elettroni nei diversi strati orbitali ed il principio di Pauli afferma che non possono coesistere nell'atomo anche due soli elettroni nello stesso stato energetico, ciò che significa che tutti gli elettroni dell'atomo hanno almeno un numero quantico diverso fra i quattro che caratterizzano il loro stato energetico. E questo principio, dal quale il Fermi prese le mosse per stabilire la sua statistica, è della massima importanza nello studio della fisica moderna, sopratutto per spiegare la periodicità delle proprietà atomiche, quale risulta dal sistema periodico degli elementi, stabilito dal Mandéléef.

Due di tali atomi in presenza si stabiliscono, come si è già detto, ad una certa distanza di equilibrio. Per variare tale distanza occorre spendere del lavoro: si aumenta applicando agli atomi una forza che tende ad allontanarli (tensione); si diminuisce applicandovi invece una forza che tende ad avvicinarli (compressione). Dal che consegue che qualunque legge per i legami interatomici non sarà valida se non renderà ragione del fatto, or ora accennato, che le azioni fra gli atomi sono repulsive per distanze inferiori a quelle di equilibrio e attrattive per distanze superiori.

Evidentemente la vecchia teoria atomica, considerando l'atomo privo di struttura, non poteva rendere conto di simili possibilità di legame ed è solo dalla moderna fisica atomica e molecolare che è possibile avere una spiegazione dei legami interatomici e di rendersi conto del comportamento dei corpi solidi sottoposti a sollecitazione.

Dalla suaccennata struttura atomica nascono varie possibilità di legame (1):

a) il legame « *omeopolare* », tipico delle molecole costituite da due atomi come per es. H_2; N_2 ecc., del quale non è possibile dare un modello evidente. Ha due espressioni: una avente carattere elettrostatico, dovuta al fatto che gli atomi possono pensarsi come costituiti da due nuclei e da due distribuzioni di elettricità negativa inviluppanti ciascuno dei nuclei; l'altra, « che obbedisce ad un concetto quantistico che non ha corrispondente nella meccanica classica », è determinato dagli scambi che avvengono con data frequenza fra gli elettroni identici degli atomi in presenza. Tali legami omeopolari hanno quindi origine dall'interazione fra coppie di elettroni appartenenti, uno ad un atomo ed il secondo all'altro atomo: se la molecola si scinde negli atomi componenti, la scissione dà origine ad atomi neutri, nello stato cioè in cui si trovano prima della loro combinazione.

Le conclusioni del calcolo relativo a questo tipo di legame, effettuato per la molecola d'idrogeno, sono rappresentate dalla fig. 1 nella quale in ascissa sono state riportate le distanze internucleari *r* ed in ordinata le energie corrispondenti, necessarie per stabilire quelle distanze. Secondo Heitler e London è dallo spin complessivo degli elettroni in presenza che vi è o no possibilità di formazione della molecola: se il momento magnetico complessivo degli elettroni è nullo, allora si ha repulsione fra gli atomi (fig. 1 curva 1), mentre se tale momento non è nullo, allora vi ha possibilità di formazione della molecola (fig. 1 curva 2).

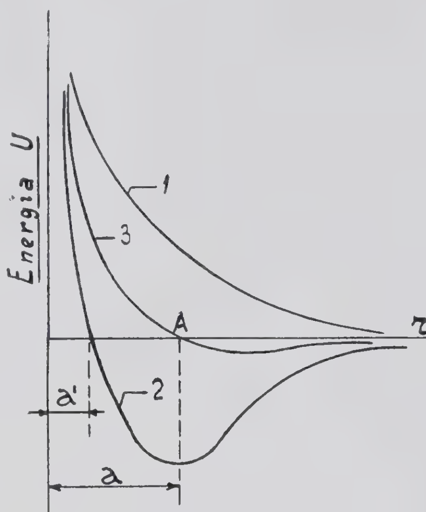


Fig. 1

L'analisi della curva 2 mette in evidenza l'esistenza di una distanza *a'* di equilibrio, alterando la quale si ha attrazione o repulsione fra gli atomi. Per r = O l'energia occorrente risulta infinita: cioè non è possibile avvicinare oltre un certo limite i nuclei degli atomi in presenza. Questa forte repulsione, che considerazioni ulteriori mostrano inversamente proporzionale alla nona potenza della distanza interatomica, nasce dal fatto che l'azione repulsiva dei due nuclei, di carica positiva, viene a prevalere su ogni altra azione quando la loro distanza viene a diminuire oltre un certo limite.

La curva 3, che rappresenta l'andamento della già accennata energia elettrostatica, è la media delle curve 1 e 2. Per r = a si ha equilibrio; per r ⩽ a la repulsione prevale sull'attrazione e viceversa per r > a;

b) il legame « *polare* » o « *eteropolare* », di natura elettrostatica, nasce dalla contemporanea accondiscendenza degli atomi in presenza di perdere gli uni e di accaparrare gli altri uno o più elettroni periferici: gli atomi inizialmente neutri si trasformano in ioni ed il campo elettrico che ne consegue è la ragione del legame in questione. E' un legame ionico quindi, da cui hanno origine i complessi o le molecole polari o eteropolari (2).

Nella fig. 2 è riportata la curva (curva 3) di un tal genere di legame (2), curva del tutto simile alla curva 3 di fig. 1. Nella loro posiziodiequilibrio gli atomi si trovano alla distanza *a*: se questa distanza diventasse r, la forza K agente fra i due atomi sarebbe:

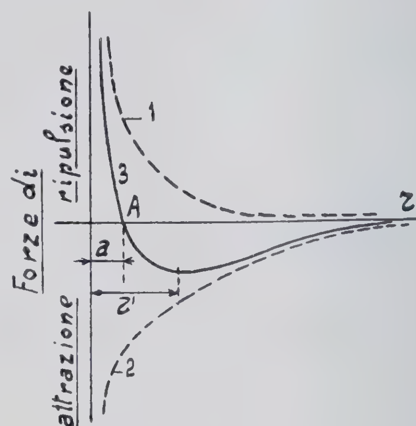


Fig. 2

$$K = \frac{a}{r^m} - \frac{b}{r^n}$$

e risulterebbe di compressione, per valori di r inferiori ad *a*, e di trazione per valori di *r* superiori ad *a*.

a, b, m, n sono delle costanti.

Se b = O e m = 2 si ritrova la nota legge di Coulomb:

$$K = \frac{a}{r^2}$$

che può ammettersi valida, solo approssimativamente, nei dintorni del punto A.

Il termine $\frac{b}{r^n}$ del secondo membro fu aggiunto dal Born per potere tener conto appunto del fatto, già accennato, che le azioni interatomiche sono attrattive o repulsive rispettivamente per distanze interatomiche superiori o inferiori a quella di equilibrio.

In A si ha:

$$K = O \text{ e cioè } \frac{a}{r^m} = \frac{b}{r^n}.$$

(2) Questo legame è caratteristico delle molecole dei sali: nel NaCl per es. la molecola non si scinde in atomi neutri, dai quali venne generata, bensì in ioni: positivo quello di sodio (Na +) per aver perso un elettrone periferico; negativo quello di cloro (Cl —) per avere preso l'elettrone ceduto dal Na. Quando una molecola polare passa in soluzione per es. nell'acqua, data l'elevata costante dielettrica di questa, le forze elettrostatiche che tengono legati gli atomi vengono meno e la molecola si dissocia negli ioni costituenti, dal che è possibile, come è noto, la elettrolisi che si compie grazie a tale fenomeno di dissociazione (1).

La repulsione uguaglia l'attrazione: vi è equilibrio.

Per r = a' si ha il massimo dell'attrazione fra i due atomi: tale massimo è dato dalla:

$$d \left(\frac{a}{r^{m}} - \frac{b}{r^{n}} \right) = O$$

Allorchè gli ioni delle molecole eteropolari vengono a contatto, nasce una repulsione che ha carattere « omeopolare »: gli ioni vengono infatti ad avere una configurazione elettronica tale da risultare privi di momento magnetico, sicchè nasce fra di loro una repulsione simile a quella rappresentata dalla curva 1 di fig. 1, che finisce per prevalere sull'attrazione elettrostatica (1). Ecco perchè, contrariamente alle consuetudini, il legame polare è stato posposto, in questa elencazione, a quello « omeopolare ».

c) il legame di *attrazione di Van der Waals,* che viene a prevalere quando, per la grande distanza fra gli atomi, vengono praticamente a cessare le forze di attrazione dovute agli altri tipi di legame.

Le forze di Van der Waals nascono dalla polarizzazione degli atomi in presenza: i calcoli quantistici di London e Eisenschitz conducono alla conclusione che effettivamente esse sono solo attrattive e che la loro energia potenziale, per atomi lontani, è inversamente proporzionale alla sesta potenza della distanza fra gli atomi ([3]).

Ciò premesso, avviene spontaneo di pensare che i moti elettronici più o meno complessi, che si esplicano negli atomi e che sono la ragione prima dei legami che conducono alla formazione della molecola, debbano turbare la distanza media di equilibrio dei nuclei atomici che oscilleranno, con nota frequenza, nei dintorni della loro distanza di equilibrio ed attorno ad un asse molecolare. La molecola in definitiva viene ad avere una propria forma o struttura, e per conseguenza un proprio momento di inerzia, nonchè una propria energia totale, che sarà la somma di quella di oscillazione e di quella di rotazione della molecola stessa.

E' risultato, inoltre, dall'andamento delle curve che rappresentano i legami interatomici, che non vi è proporzionalità fra le forze che tendono a riportare gli atomi nella loro posizione di equilibrio e le distanze fra gli stessi: solo nei pressi della distanza di equilibrio, come si è detto, tale proporzionalità può, per approssimazione, essere considerata.

Se i nuclei che entrano a far parte della molecola si spostano dalla loro posizione di equilibrio e poi si abbandonano a loro stessi, le forze elastiche interatomiche li richiamano nella loro posizione di quiete che però verrà ad essere superata per la inerzia nucleare: le forze interatomiche allora si invertiranno ed i nuclei finiranno per invertire anche il loro reciproco movimento, sicchè verranno a promuoversi delle oscillazioni elastiche simili a quelle di una molla caricata ad una estremità e messa in tensione fuori della sua posizione di equilibrio. Evidentemente l'ampiezza di queste oscillazioni e la loro frequenza dipenderanno dalla massa dei nuclei e dalle forze elastiche internucleari che si destano nella perturbazione.

II.

E' di queste molecole e complessi che la materia è formata: esse sono distribuite nello spazio secondo un edificio geometricamente regolare o non regolare: si hanno nel primo caso i corpi cristallini e nel secondo i corpi amorfi. E, fra i corpi solidi, indubbiamente quelli che maggiormente interessano sono i corpi cristallini che pertanto verranno qui esclusivamente considerati.

Nei cristalli l'atomo viene a disporsi ai nodi di un reticolo spaziale: vi sono reticoli semplici dati dalla intersezione di tre famiglie di piani, ciascuna costituita da infiniti piani paralleli equidistanti fra di loro, e vi sono reticoli composti dati dall'insieme di due o più reticoli semplici uguali fra di loro e spostati uno rispetto all'altro per semplice traslazione (1).

I reticoli possono anche rappresentarsi mediante vettori unitari a, b, c, paralleli ad ognuna delle suddette famiglie di piani: se per vettori unitari si sceglie la distanza fra i piani di ognuna delle famiglie considerate, si concepisce facilmente come si possa passare da un punto P_0 ad un punto P qualunque del reticolo spaziale eseguendo la somma vettoriale:

$$la + mb + nc$$

ove l — m — n sono numeri interi positivi o negativi. Se l = m = n = = ± 1, allora dal punto P_0 si passa ad un punto P che è l'opposto della diagonale del parallelepipedo avente per vertice P_0 e per spigoli le unità vettoriali. Tale parallelepipedo costituisce la *cella* del reticolo semplice. Nei reticoli composti vi sono tante celle quanti reticoli semplici in esso contenuti: entro ad ogni cella o nelle sue superficie vengono a trovarsi punti appartenenti alle altre celle reticolari, dal che nasce un modo semplice e noto di rappresentazione dei reticoli multipli.

Nei cristalli, i nodi di questi reticoli sono appunto occupati dagli atomi che vibrano attorno ai nodi stessi, i quali pertanto vengono a definire delle posizioni medie di equilibrio. I reticoli semplici sono caratteristici delle sostanze monoatomiche e si chiamano allora anche reticoli monoatomici. Se la sostanza è poliatomica, il reticolo che ne risulta sarà composto: se i reticoli costituenti sono due o tre ecc. il reticolo composto chiamasi reticolo biatomico, triatomico ecc. In questi cristalli poliatomici infatti gli atomi della stessa specie trovano posto ai nodi di un reticolo semplice mentre, conformemente agli indici della formula chimica della materia considerata, possono aversi atomi della stessa specie che occupano due o più reticoli semplici.

Da ciò consegue il concetto di molecola cristallina che si può considerare come « un insieme di atomi ciascuno appartenente ad uno dei reticoli semplici e il più possibile raggruppati fra di loro ».

La molecola cristallina differisce notevolmente dalla molecola dei fluidi: in questi per es. la molecola può considerarsi come l'insieme delle particelle che restano indissolubilmente unite durante il moto di agitazione termica e vanno da una parte all'altra del fluido: nei cristalli invece la agitazione termica consiste in una vibrazione degli atomi attorno alla posizione di equilibrio. Solo la dissoluzione dell'edificio cristallino (soluzione o fusione), ossia solo la trasformazione dei cristalli in materia amorfa, genera la molecola chimica, conforme a quella succitata dei fluidi.

I reticoli semplici sono stati raggruppati in quattordici tipi che han-

---

([3]) L'espressione dedotta da London e Eisenschitz è la seguente:

$$\Delta W = - \frac{K}{r^{6}}$$

ove K è una costante positiva caratteristica degli atomi in presenza.

no la simmetria dei diversi sistemi cristallini ([4]).

E' noto inoltre come la scoperta del Laue — basata sulla interferenza dei raggi X nei reticoli cristallini — la relazione analitica del Bragg ecc., abbiano data una dimostrazione irrefutabile della esattezza delle idee di Haüy e del Bravays, circa la struttura reticolare dell'edificio cristallino e la possibilità di determinare sia la struttura stessa, sia la lunghezza d'onda dei raggi X.

Può essere interessante ricordare che in un siffatto edificio le onde elastiche si propagano con velocità diversa a seconda della lunghezza d'onda: nei reticoli semplici la relazione fra la velocità di propagazione e la lunghezza d'onda è particolarmente sensibile per lunghezze d'onda dell'ordine delle distanze interatomiche. Per una fila d'atomi per es. il calcolo dimostra che:

$$v = \frac{1}{\pi} \sqrt{\frac{k}{m}} \lambda \operatorname{sen} \frac{\pi a}{\lambda}$$

ove v = velocità di propagazione dell'onda elastica lungo la fila d'atomi;
K = coefficiente di elasticità del legame atomico;
λ = lunghezza d'onda;
m = massa atomica;
a = distanze interatomiche.

Per grandi lunghezze d'onda rispetto alle distanze interatomiche si può sostituire, nella suddetta espressione, al seno l'arco, sicchè praticamente può valere la ordinaria legge di propagazione delle onde elastiche in un mezzo continuo

$$v = a \sqrt{\frac{K}{m}}$$

che, come si nota, è indipendente dalla lunghezza d'onda.

Per lunghezza d' onda infinita (flusso elastico continuo) il reticolo semplice subisce una traslazione. Dunque per più reticoli in presenza, di natura diversa, un flusso elastico continuo induce in ognuno dei reticoli semplici una traslazione che, per l'inerzia opposta da essi, sarà diversa per ognuno dei vari reticoli semplici, sicchè entra in gioco una vibrazione dei vari reticoli uno contro l'altro. Alle vibrazioni di lunghezza d'onda infinita ed alle frequenze corrispondenti si dà il nome di vibrazioni e frequenze principali.

Si dimostra che in un cristallo a *r* reticoli si hanno, per ogni lunghezza d'onda e direzione di propagazione delle onde elastiche, 3 r frequenze eventualmente coincidenti, rappresentando il N° 3 il grado di libertà di ogni reticolo.

Così pure interessantissimi risultano i lavori del Born per determinare l'energia di disgregazione dei reticoli di « joni », energia che si compone di un termine di forma coulombiana:

$$W_{el} = - B \frac{e^2}{a}$$

ove e = carica degli joni
a = lato della cella del reticolo
B = costante

riferentesi all'energia elettrostatica, e di un termine di forma:

$$W_{fr} = N \frac{A}{a^n}$$

ove A = costante
n = un coefficiente deducibile
N = numero delle celle del cristallo

riferentesi all'energia delle forze di repulsione.

Da queste considerazioni aggiunte a quelle relative alla compressibilità dei corpi, si è dedotto il noto valore dell'esponente *n* delle forze ripulsive che si aggira intorno a 9. Le conclusioni suaccennate sull'energia reticolare sono state sufficientemente confermate dall'esperienza su vari cristalli aventi reticoli ionici, effettuate seguendo il metodo ciclico di Born.

Come si hanno legami eteropolari, omeopolari e di polarizzazione, così si hanno anche reticoli eteropolari, omeopolari e di polarizzazione. Un quarto reticolo è quello misto, nel quale per es. certi atomi danno luogo a molecole omeopolari mentre queste sono fra di loro tenute da un legame di Van Der Waals (7).

In mezzo al complesso di reticoli quelli che caratterizzano i metalli hanno una speciale importanza ([5]).

I metalli sono conduttori del calore e dell'elettricità e sono deformabili in misura notevole, sì da permettere di essere lavorati a freddo e a caldo.

Il problema della conduttività elettrica e termica si è alquanto perfezionato in questi ultimi anni, per opera del Sommerfield, che l'ha trattato colla statistica del Fermi, e per opera di W. Houston, che lo ha sviluppato coi calcoli della meccanica ondulatoria: la legge sperimentale di Wiedemann e Franz ebbe, con questi sviluppi, una spiegazione teorica che a sua volta fu confermata dalla esperienza portata su numerosi metalli ([6]).

I legami dei reticoli metallici non sono ben individuati: gli atomi metallici non darebbero origine al legame omeopolare per insufficienza di elettroni periferici, sicchè per costituire il reticolo il loro movimento dovrebbe dipendere dai campi potenziali periodici e si effettuerebbe in modo da formare un legame fra gli ioni del reticolo metallico a carattere quasi omeopolare (7).

III.

Il cristallo, come è risaputo, è:

a) *omogeneo*: cioè le sue quantità scalari (densità, calore specifico

---

([4]) Come è noto, facendo le diverse ipotesi possibili fra i rapporti dei vettori di cella e gli angoli di tali vettori, si perviene ai seguenti sette sistemi e 32 classi cristalline: triclino (2 classi) - monoclino (3 classi) - trimetrico o rombico o ortorombico (3 classi) - trigonale o romboedrico (5 classi) - dimetrico o tetragonale (7 classi) - esagonale (7 classi) - monometrico o cubico (5 classi).

([5]) I metalli cristallizzano, nella grande maggioranza, secondo il sistema cubico. Tre sono i tipi caratteristici di tale sistema: il cubo semplice; il cubo a faccie centrate (Cu-Au-Ag-AlPb-Co-Ni-Fe gamma ecc.) e cubo centrato (V-Cr-Mo-W-Fe alfa, beta, delta). Anche il sistema esagonale è preferito da alcuni notevoli metalli, come lo Zn-Mg-Be. Le dimensioni di cella sono dell'ordine di pochi Åmgstrom (10^{-7}); per esempio il lato della cella cubica del Cu è di 3,597 Å e quello della cella cubica dell'Ag è di 4,079 Å.

([6]) La legge di Wiedmann e Franz dice che il raporto fra la conducibilità calorifica e quella elettrica è la stessa per tutti i metalli ed è proporzionale alla temperatura. La vecchia teoria della conducibilità fu istituita da Drude ed elaborata particolarmente da Lorentz: secondo tale teoria, la conducibilità sarebbe data, nei metalli, dalla presenza di elettroni liberi vaganti nell'interno della materia, senz'altro impedimento all'infuori degli urti cogli atomi del reticolo. Il Sommerfield, applicando la statistica del Fermi, considerò una limitata massa di elettroni liberi, sicchè il «gas elettronico» risulta degenere anche alla temperatura ordinaria. W. Houston considerò invece la conducibilità come conseguenza della propagazione di onde elettroniche, simili alle onde luminose, attraverso ai campi potenziali periodici dovuti alla presenza degli ioni distribuiti nel reticolo metallico; questi ultimi, data la simmetria del reticolo cristallino, si incontrano periodicamente lungo una stessa direzione del reticolo, sicchè i campi elettrici da essi generati sono periodici. Col moto di vibrazione degli ioni, che aumenta colla temperatura, si spiega l'aumento di resistività coll'aumentare della temperatura ed altre cose si spiegano, che da tempo erano acquisite all'esperienza (8).

ecc.) e le sue quantità direttive (velocità della luce, conduttività calorifica ed elettrica, dilatazione, modulo di elasticità ecc.) sono le stesse nei punti dello spazio reticolare ove la materia è disposta. Cristallograficamente la omogeneità è conseguenza della uguaglianza fra le distanze di due nodi reticolari successivi che si incontrano attraversando il cristallo in una direzione qualsiasi (3);

b) *anisotropo*: cioè le quantità scalari non sono le stesse per tutte le direzioni ([7]). In particolare i cristalli sono anisotropi per le proprietà elastiche: l'entità delle deformazioni subite varia infatti, a parità di ogni altra condizione, col variare della direzione del vettore che rappresenta la forza esterna applicata;

c) *elastico*: sotto l'azione di moderate forze esterne, il cristallo si deforma reagendo colla sua energia reticolare per riprendere la forma primitiva al cessare della forza applicata. E' questo appunto il fenomeno dell'elasticità.

Ecco in sintesi le proprietà notevoli del monocristallo.

Secondo certuni il fenomeno dell'elasticità sarebbe solo approssimato o comunque valido per deboli forze esterne e per brevi durate di applicazione (3): secondo costoro nel cristallo vi rimarrebbe sempre una deformazione permanente, sia pur piccolissima e non rilevabile anche coi più precisi mezzi di controllo, sicchè si è perfino detto che il limite di elasticità non esiste affatto, ciò che sembra da scartarsi a priori. In pratica, nel caso di monocristalli, si assegna a tale limite il valore P' che coincide, ad un dipresso, col limite di proporzionalità entro il quale come è noto, vale la legge lineare di Hooke che è la risultante statistica di tutte le distorsioni elastiche del reticolo e di tutte le azioni interatomiche e reticolari di natura simile a quelle schematizzate nelle figg. 1 e 2 ([8]).

Al disopra della sollecitazione unitaria P', la materia del cristallo si deforma permanentemente. La più notevole causa di deformazione è data dallo scorrimento della materia lungo i piani di massima densità atomica che sono i piani di minima resistenza alla deformazione (piani di scorrimento o di clivaggio) ([9]). La fig. 3 dà un chiaro esempio di tale deformazione per un cristallo con

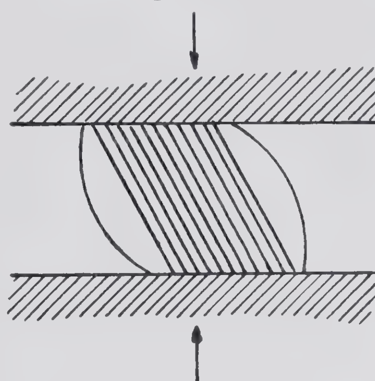


Fig. 3

una sola direzione di scorrimento: il cristallo si presenta, con molta evidenza, come la sovrapposizione di tante lamelle. Se la deformazione della materia fosse data da una pura traslazione, allora la struttura del reticolo resterebbe invariata, cioè gli angoli e i vettori di cella resterebbero invariati dopo la deformazione: è questa l'ipotesi della traslazione (6). In generale però gli elementi di cella si alterano di quantità diverse da cella a cella o da gruppo di celle a gruppo di celle, cosicchè ne risulta un raggrinzamento od un ingobbamento dei piani reticolari, e conseguentemente lo scorrimento della materia si compie con sempre maggior fatica: si ha il noto fenomeno dell'incrudimento (5).

Se le direzioni di scorrimento sono diverse, la materia comincia a scorrere lungo quella direzione che per rapporto al vettore esterno di sollecitazione offre minore resistenza allo scorrimento: ben presto ivi la materia si incrudisce finchè si provoca lo scorrimento lungo altri piani diversamente orientati: ne nasce una deformazione complessa con apparizione di bande di scorrimento e di intensità pari alla somma vettoriale delle deformazioni componenti.

Se si sottopone a trazione un cristallo con una sola direzione di scorrimento ed in guisa tale che la sollecitazione sia rigorosamente perpendicolare alla direzione di scorrimento, sì da non avere cioè alcuna componente tangenziale a tale direzione, la materia non scorre ma si sfalda o si frattura per decoesione dei piani reticolari: la sollecitazione di frattura P'' assume in tal caso il massima valore, mentre la deformazione permanente è pressocchè impercettibile, come dimostrano note esperienze sui monocristalli di zinco con sollecitazione normale alla superficie di base (4).

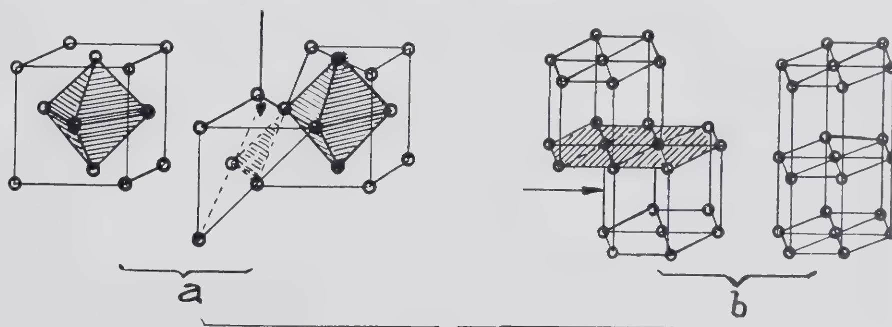


Fig. 4

Durante la deformazione per scorrimento avviene anche una rotazione dei piani reticolari: l'angolo fra il vettore di sollecitazione ed i piani reticolari stessi, diminuisce tanto più quanto più è notevole la deformazione subita (6).

Inoltre, qualora non si ricorra a particolarissimi stati di sollecitazione triassiale, ad ogni fenomeno di de-

([7]) La anisotropia può essere limitata ad alcune od anche ad una sola delle quantità direttive: così per es. i cristalli cubici sono isotropi per le quantità elettromagnetiche e termiche mentre sono anisotropi per le quantità elastiche. Da questo concetto d'anisotropia deriva una chiara definizione degli stati in cui la materia si trova e più precisamente: se anche una sola delle quantità fisiche dovesse essere differente nelle diverse direzioni (direttiva o anisotropa), allora la materia omogenea si trova nello stato cristallino; se invece l'isotropia dovesse essere estesa a tutte le quantità fisiche, la materia omogenea si trova nello stato amorfo.

([8]) Ammessa la legge di Hooke, il rapporto fra la sollecitazione unitaria e l'allungamento unitario corrispondente, è il noto modulo di elasticità E che, come si è detto, è una quantità costante direttiva, essenzialmente anisotropa per i cristalli.

([9]) Nel sistema cubico sono direzioni di scorrimento quelle parallele alle faccie dell'ottaedro (fig. 4 a), quelle del cubo e quelle del dodecaedro; nel sistema esagonale lo scorrimento avviene secondo la base (fig. 4 b).

formazione in un senso è connesso un fenomeno di deformazione in senso normale: la nota contrazione delle prove di trazione o il rigonfiamento della prova di compressione ne danno un chiaro esempio.

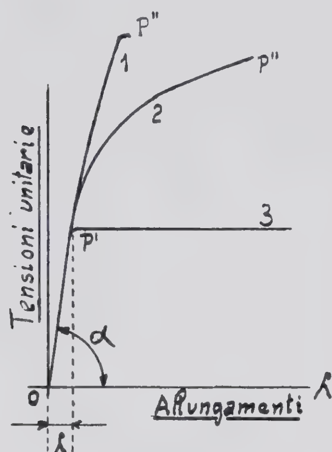


Fig. 5

In definitiva la deformazione nel suo complesso è data dalla traslazione, dall'ingobbamento e dalla rotazione dei piani di scorrimento.

Anche durante il periodo delle grandi deformazioni permanenti il cristallo conserva le proprietà elastiche come nel periodo di origine, cosa questa che può essere messa in evidenza dai noti diagrammi carichi-allungamenti con ritorni intermedi del carico a zero (fig. 6).

Togliendo e riapplicando il carico nel campo delle deformazioni permanenti, la linea del diagramma forma uno strettissimo cappio di isteresi colle sue branche discendente ed ascendente, praticamente coincidenti. I diversi cappi che si ottengono hanno tutti la stessa inclinazione media α uguale a quella del primo tratto del diagramma che si riferisce al limite di proporzionalità. Ciò dimostra che il coefficiente di elasticità della materia cristallina, dato appunto dalla tag. α, è invariabile: in altre parole la natura dei legami interatomici e reticolari resta la stessa durante la deformazione permanente.

Finalmente, col procedere della deformazione e del conseguente incrudimento, la materia si sfalda o si frattura in corrispondenza del valore P" della sollecitazione unitaria.

Se, fig. 5:

$P'' > P'$ e λ è di poco superiore a P' cotg.α (curva 1) il cristallo si dice fragile: è perfettamente fragile per:

$P'' = P'$ e $\lambda = \lambda'$ (tratto OP')

cioè quando la rottura avviene al limite di elasticità.

Se per qualunque valore di λ risultasse $P'' = P'$ (curva 3), il cristallo si direbbe perfettamente plastico ([10]). Gli stadi intermedi danno un indice di plasticità del cristallo (3).

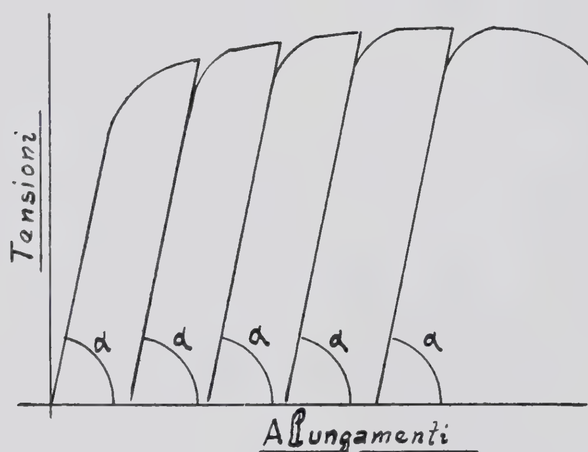


Fig. 6

([10]) Alcuni autori definiscono con $N = P'' - P'$ il modulo di plasticità e con l'espressione:

$$n = \frac{N}{P''} = \frac{P'' - P'}{P''} = 1 - \frac{P'}{P''}$$

l'indice o il grado di plasticità. A parte il fatto che, come è facile intuire, l'andamento delle curve è in relazione alla velocità con cui avviene la deformazione, si noti che per $P'' = P'$ una simile espressione conduce a $n = O$ ed è soddisfatta sia nel caso di cristalli totalmente fragili (tratto OP' fig. 5), sia nel caso assolutamente opposto di cristalli completamente plastici (curva 3 fig. 5). A tale assurda conclusione si perviene perchè nell'espressione suddetta non viene tenuto conto della deformazione subita dal cristallo.

Per i cristalli totalmente plastici, l'edificio cristallino si rigenera nel corso stesso della deformazione, sì da tendere ad assumere lo stato d'origine: oltre un certo valore della velocità di deformazione però, l'edificio cristallino non ha più il tempo di ricostituirsi ed allora avverranno i già analizzati fenomeni di incrudimento proprio nel corso della deformazione stessa. La rottura in questi cristalli avverrà: nel primo caso di massimo scorrimento, in corrispondenza di una contrazione infinita (sezione resistente praticamente zero); nel secondo caso invece in corrispondenza di un certo valore della sezione resistente, valore che risulterà tanto maggiore quanto più elevata sarà la velocità di azione del carico. Per una velocità di deformazione molto elevata (per es. per uno strappo violento) la rottura avverrà senza apprezzabile contrazione.

Ciò è possibile constatare praticamente sottoponendo per es. a trazione un filo di piombo: al disotto di un certo valore della velocità di deformazione l'allungamento procede fino a che, per l'immancabile eterogeneità del reticolo nasce, in corrispondenza di una sezione trasversale, una contrazione che assume la forma di fig. 7 a); oltre quella velocità di deformazione, la rottura si ha come in fig. 7 b), con contrazione più o meno spinta per velocità di deformazione rispettivamente meno o più elevata; per velocità di deformazione ancora più elevata, o velocità limite, si otterrebbe la rottura come in fig. 7 c).

Per ogni velocità di azione del carico la sollecitazione unitaria nella materia raggiunge valori diversi, come lo dimostra la fig. 7), che dà solo una rappresentazione molto schematica del fenomeno: i diagrammi 1 a 4 danno luogo a fratture del tipo a); oltre la velocità 4 si hanno fratture del tipo b); per la velocità limite 8, si ha una frattura senza apprezzabile allungamento: la tensione σ raggiunge e supera il valore critico di coesione della materia.

Naturalmente questi stessi concetti sulla velocità di deformazione valgono anche per i cristalli non perfettamente plastici: nella esemplificata prova di trazione, si otterrebbero per questi cristalli fratture del tipo b) e del tipo c), mentre per i cristalli perfettamente fragili si otterrebbero solo fratture del tipo c) anche colle più basse velocità di deformazione.

Analoghe considerazioni si possono fare per la temperatura di prova, che allentando o serrando i legami reticolari, varia il grado di plasticità della materia. Anche a questo proposito non mancano esperimenti che mettono in evidenza i diversi tipi di frattura di fig. 7 ottenuti su uno stesso materiale con la stessa velocità di prova ma a temperatura diversa (11).

IV.

Alcune riflessioni sull'edificio cristallino e sui legami reticolari possono chiarire i concetti sui fenomeni di dilatazione, di contrazione e di scorrimento, fenomeni che sono, come si è ripetutamente detto, la ragione della deformazione.

ti di spostarsi lungo una retta — come per es. avviene per gli atomi posti sugli assi centrali della sezione di una provetta di trazione — mentre gli atomi di destra e di sinistra non sono obbligati di muoversi lungo rette parallele ad essa equidistanti — come per es. avviene per gli atomi posti in periferia della sezione o comunque fuori degli assi centrali della sezione di una provetta di trazione — allora le azioni diagonali f', colle loro componenti secondo le direzioni 1-3 e 1-3'; 2-4 e 2-4', promuovono un avvicinamento degli atomi 1 a 3; 1 a 3'; 2 a 4; 2 a 4', cioè una diminuzione della dimensione *b* di cella di una quantità δ tale che la ripulsione interatomica f'' che si genera fra gli atomi equilibri la componente, secondo tale direzione, delle azioni diagonali. Gli atomi dalla loro posizione d'origine vengono ad occupare le posizioni segnate con circoletti pieni, ottenendosi una dilatazione ed una contrazione di cella, rispettivamente uguali a λ e δ, che portano la dimensioni di cella *a* e *b* rispettivamente ai valori a + λ e b — δ.

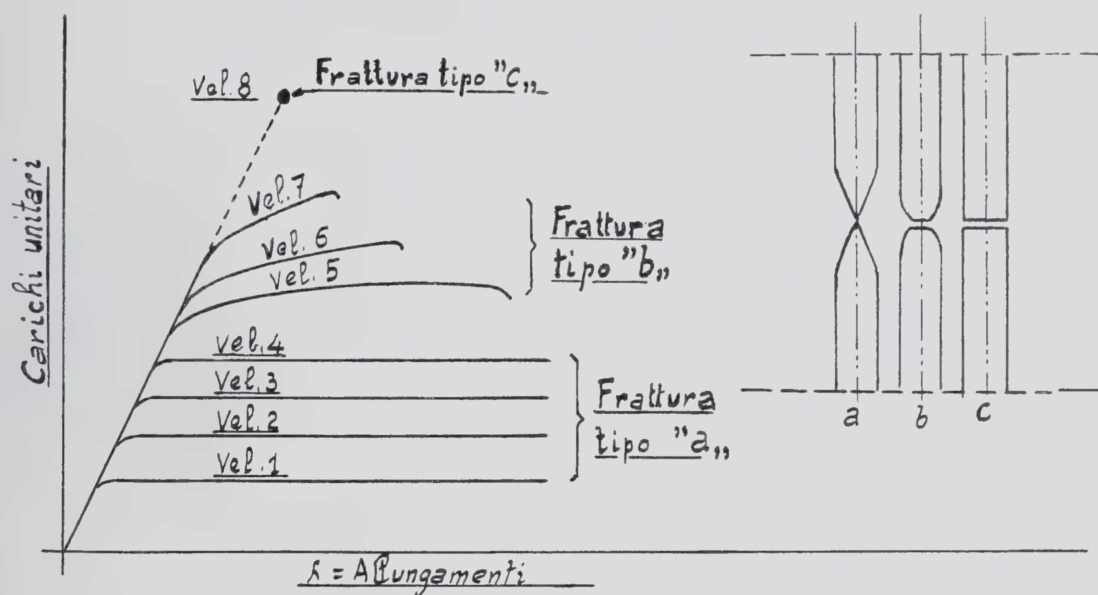


Fig. 7

aversi nel reticolo e la distanza *b* resterebbe invariata.

Se le σ sono di compressione, analogo ragionamento conduce a conclusioni opposte: si ha una contrazione longitudinale ed un rigonfiamento trasversale; come pure una estensione di queste considerazioni alla cella parallelepipeda (cella spaziale) permette di estendere il concetto di dilatazione e contrazione, dalla superficie allo spazio.

Dunque è duopo constatare che, non appena un reticolo è sollecitato in una certa direzione, sì da alterare le dimensioni di cella, le azioni reticolari che in conseguenza si destono, le quali sono poi la causa della contrazione o del rigonfiamento, si presentano, alla scala macroscopica, come tensioni o compressioni applicate normalmente alla superficie del cristallo. La ipotesi delle tensioni superficiali, che forse ha un nesso con questo concetto, fu già cara al Griffith, come si avrà ancora occasione di accennare.

Per estrema semplificazione il ragionamento può essere portato su due celle reticolari semplici, costituite da sei atomi 1 - 2 - 3 - 4 - 3' - 4' (figura 8). Nelle posizioni di equilibrio, rappresentate con circoletti vuoti, le azioni reticolari repulsive e attrattive si fanno equilibrio, ma non appena si applicano agli atomi le forze σ per es. di trazione, la distanza *a* fra gli atomi 1 e 2; 3 e 4; 3' e 4', aumenta di λ, dal che nascono, in virtù dei legami interatomici, delle attrazioni *f* dirette nei sensi 1-2; 3-4; 3'-4' e delle azioni diagonali f_i' e f_e', queste ultime dovute alla presenza di altre celle alle estremità destra e sinistra di quelle considerate. Se i due atomi di mezzo, 1 e 2, sono obbliga-

Il fenomeno della contrazione, come è evidente dopo il ragionamento fatto, nasce quindi dalle condizioni alla superficie dei cristalli, perchè infatti ivi le celle, cioè le celle periferiche, sono sottoposte ad una condizione di equilibrio più complessa, mancando in esse la componente diagonale f_e'. Se infatti anche in queste celle le f_e' fossero uguali alle f_i', allora nessuna contrazione potrebbe

Per un numero N di celle, è ovvio che la dilatazione e la contrazione risultanti siano rispettivamente:

$$\Gamma = \Sigma_N \ \lambda \quad e \quad \Delta = \Sigma_N \ \delta$$

che nel caso di λ e δ uguali per ognuna delle N celle considerate divengono:

$$\Gamma = N \lambda \quad e \quad \Delta = N \delta.$$

Il rapporto:

$$m = \frac{\lambda}{\delta}$$

fra la dilatazione e la contrazione di cella è quello stesso che alla scala macroscopica assume il valore:

$$m = \frac{\Gamma}{\Delta} = \frac{\Sigma_N \lambda}{\Sigma_N \delta}$$

e che chiamasi « modulo di Poisson.»

Anzi, una riflessione ulteriore sul meccanismo della dilatazione e della contrazione, fatta tenendo presente la forma non rettilinea delle curve di figg. 1-2 relative alle ezioni interatomiche, conduce ad ammettere come la contrazione sia una funzione non rettilinea della dilatazione, dal che si deduce che il rapporto m non è costante, ma variabile col grado di deformazione della materia. Tale rapporto può considerarsi costante solo nei dintorni del punto A (figure 1-2) d'equilibrio, ove le curve possono considerarsi per approssimazione rettilinee.

La sollecitazione considerata in fig. 8 è « monoassiale »: per ristabilire fra gli atomi le distanze *b* d'origine, occorrerebbe applicare, con tutta evidenza, fra gli atomi 1-3 e 1-3'; 2-4 e 2-4' delle forze di trazione perpendicolari alle σ e di intensità pari ad $\frac{1}{m}\sigma$: si ha allora uno stato di sollecitazione « biassiale » che nel caso considerato impedirebbe qualsiasi contrazione, così come si avrebbe in un reticolo ideale di dimensioni infinite. Se analoga estensione la facciamo alle celle spaziali, si ottiene allora uno stato di sollecitazione « triassiale ».

E' ovvio, ciò chiarito, che la deformazione complessiva della materia varia a seconda della direzione e della intensità relativa di queste forze. Ci si rende conto per es. del fatto che una pressione uniforme in tutti i sensi (pressione triassiale) in un cristallo, per quanto elevata essa possa essere, non può provocare la rottura del reticolo, dato l'andamento asintotico della curva di ripulsione interatomica (figg. 1-2), ma solo una deformazione vulometrica, come del resto sembrano mostrare le esperienze del Föppl (10).

Una compressione σ monoassiale diminuisce, come si è già detto, la distanza *a* (fig. 8) fra gli atomi e aumenta quella *b*: ebbene, per la natura asintotica del legame di ripulsione interatomica, è facile concepire che la rottura avverrà per distacco fra gli atomi che si allontanano, cioè la separazione della materia avverrà secondo la direzione della σ, come d'altra parte alla scala macroscopica la esperienza insegna. L'opposto si verificherà, con tutta evidenza, per una sollecitazione σ di tensione: la separazione avverrà cioè in senso normale a σ.

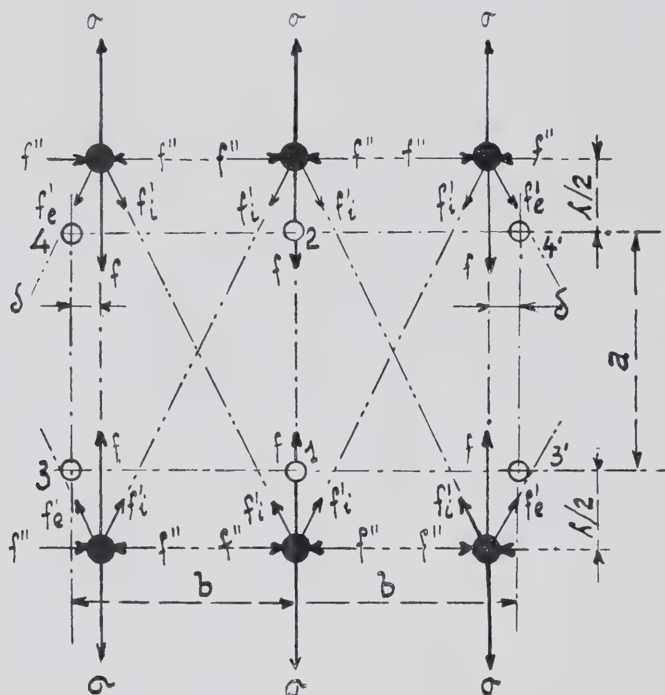


Fig. 8

Se si esercitano due compressioni uguali e perpendicolari fra di loro ed alla sollecitazione principale σ pure di compressione, è notorio che la separazione avviene sempre secondo la direzione della σ, ma per un valore di questa assai superiore a quello che occorrerebbe se agisse da sola e tanto superiore quanto più notevoli sono le sollecitazioni laterali. E se σ, sempre in quest'ultimo caso, fosse di tensione anzichè di compressione, allora la rottura sarebbe ottenuta per valori di σ tanto più piccoli quanto più intense risultassero le sollecitazioni laterali di compressione. Tutto questo, naturalmente, risulta evidente quando si pensi che le pressioni laterali di compressioni promuovono una specie di rafforzamento dei legami reticolari secondo la loro linea di azione.

Infine, se le forze applicate al reticolo fossero triassiali e di tensione, allora si avrebbe un'espansione del reticolo fino a promuovere la rottura là ove, per primi, i legami interatomici cedono.

Inoltre, se in luogo di avere uno schema di sollecitazione come quello di fig. 8 se ne ha uno come quello di fig. 9, allora vi è scorrimento dei piani reticolari e lo stato di sollecitazione implica la presenza di una coppia: le deformazioni del reticolo non risultano più omotetiche e l'aspetto complessivo della deformazione è quello, già citato, di scorrimento.

L'atomo *b* dovrebbe ruotare attorno all'atomo *a*, ma per la deformazione delle diagonali bd e simmetrica, nascono delle forze di repulsione f_i' e di attrazione f_e' che, per la loro diversa natura, la prima ha sulla seconda il sopravvento: da ciò consegue un allontanamento dell'atomo *b* dall'atomo *a* e perciò un'attrazione f ha luogo fra quei due atomi. Tutte queste azioni interatomiche debbono equivalere le τ applicate e uno scorrimento *s* ha luogo. Se l'atomo *b* viene ad occupare il posto d'origine dell'atomo *c*, allora i legami reticolari o si ristabiliscono, o si distruggono: è quest'ultimo il caso dei legami polari in cui gli atomi abbiano la polarità indicata in fig. 10 e lo scorrimento avvenga secondo *ab*: il minimo spostamento conduce gli atomi di ugual segno di fronte, ed allora si ha distacco netto della materia, per la ripulsione polare che ne consegue (12). Nei metalli invece i legami si ristabiliscono ed allora si hanno deformazioni più o meno notevoli fino alla distruzione dei lega-

mi ai limiti dei piani reticolari che scorrono gli uni sugli altri.

Se agli atomi fossero applicate delle sollecitazioni σ di direzione qualsiasi, queste potrebbero essere scomposte secondo le componenti σ_{tc}

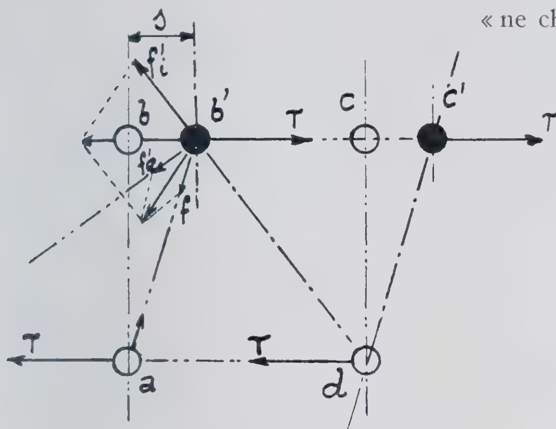


Fig. 9

(di trazione la σ_t e di compressione la σ_c), normali ai piani di scorrimento, e τ tangenziale ai piani stessi. E' intuibile come la rottura del reticolo possa prodursi con un sistema qualunque σ di sollecitazioni esterne: sarà di scorrimento, e quindi accompagnata in generale da grandi deformazioni, se la componente tangenziale assume il valore corrispondente al cedimento dei legami prima che la componente σ_{tc} assuma quello corrispondente alla decoesione dei piani reticolari; sarà di decoesione, e quindi senza apprezzabile deformazione, nel caso opposto. Il raporto $\frac{\tau}{\sigma_{tc}}$ è della massima importanza e appare, in questa disamina, evidentemente in relazione alla natura dei legami, all' omogeneità del reticolo ecc. Sarà quindi un rapporto anisotropo, τ variando per ogni direzione di scorrimento e σ per ogni direzione normale corrispondente.

Per la materia isotropa e alla scala macroscopica, è questo il rapporto che assume valori compresi fra 1 e 0,5 passando dalle ipotesi estreme di rottura, di Rankine della tensione normale massima a quella di Guest della massima sollecitazione tangenziale: assume valori intermedi per le diverse altre ipotesi ([11]).

Anche il fondamentale noto «*risultato d' esperienza*» della scuola francese, così concepito (13):

« Quando un prisma assai lungo « per rapporto alle sue dimensioni « trasversali è sollecitato da forze ap- « plicate alle basi, le forze elastiche « interne aventi luogo su una sezio- « ne che non sia vicinissima ad una

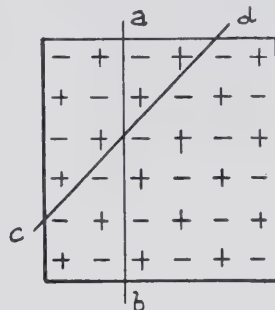


Fig. 10

« delle sue estremità, restano pres- « sapoco le stesse variando in ma- « niera qualunque il modo di distri- « buzione delle forze applicate alle « basi. L' influenza di questo mo- « do di distribuzione si fa sentire « solamente nelle sezioni assai vicine « alle basi e diviene affatto insignifi- « cante a distanza ancora abbastan- « za piccola e compatibile colle di- « mensioni trasversali del prisma », può, entro certi limiti, intuirsi per i cristalli, quando si pensi che in mezzo ai reticoli atomici lo spostamento anche di un solo atomo si fa sentire, in grazie dei legami elastici interatomici, in un grandissimo numero di atomi circonvicini: una o più sollecitazioni esterne concentrate, verranno per conseguenza a diffondersi attraverso al reticolo sì da indurre, in breve spazio, sollecitazioni elastiche uniformi in tutti gli elementi del cristallo, cosa questa che non potrebbe concepirsi supponendo la materia continua.

Le *soluzioni di continuità* nei legami reticolari vengono a creare una disuniforme deformazione del reticolo: infatti le reazioni elastiche vengono a mancare in un certo gruppo di celle per causa della supposta soluzione di continuità e la deformazione che ne consegue eccita la reazione elastica dei legami reticolari contigui alle celle inefficenti. Nascono quindi delle deformazioni e delle tensioni elastiche interne che diminuiranno l'energia totale del reticolo e la conseguente capacità di reazione alle sollecitazioni esterne indotte. Fenomeno questo che alla scala macroscopica sarebbe dato dalla presenza di bolle o di crettature nell'interno della materia.

L'energia delle celle distrutte equilibrata dalla diminuzione dell'energia totale di reticolo, non ha qualche rassomiglianza con l' « energia superficiale » tanto cara al Griffith e da cui nacque la sua attraente teoria di rottura (9)? L'energia delle celle distrutte o mancanti si ritroverebbe sotto forma di « energia superficiale » nella soluzione di continuità formatasi.

La presenza di impurità in un reticolo conduce ad una deformazione locale delle celle e ad una alterazione della intensità dei legami, la prima dovuta alla diversa dimensione atomica e la seconda alla diversa configurazione elettronica degli atomi che costituiscono l'impurità. Si viene in definitiva ad avere un reticolo già contorto, con atomi omogenei posti fuori della loro distanza di equilibrio e quindi soggetto a tensioni elastiche interne anche per sollecitazioni esterne nulle. E' quindi concepibile come in generale la presenza di impurità induca una seria limitazione nella capacità di deformazione del reticolo mentre, all'opposto di quanto avviene per le soluzioni di continuità, il particolare legame che si desta nel caso di impurità ben diffuse nel reticolo, può anche accrescere la resistenza statica alle sollecitazioni.

Tutte queste considerazioni servono certamente a chiarire il modo di comportarsi della materia cristallina di fronte a certe forme di sollecitazione.

Si supponga per es. di urtare una limitata superficie di un cristallo: il lavoro d'urto si diffonderà, per il citato « principio d'esperienza », dalle relativamente poche celle colpite alla massa del cristallo sottostante, uniformandosi fra le diverse celle del reticolo. Può avvenire facilmente che per l'entità dell'urto, nelle prime celle superficiali colpite il lavoro indotto sia superiore a quello di formazio-

([11]) Da 2/3 a 1 nell'ipotesi di Mariotte-S. Venant della dilatazione massima; da 1/2 a 1 nell'ipotesi di Coulomb dell'attrito interno, il primo valore relativo ad un coefficiente d'attrito pari a zero, il secondo relativo ad un coefficiente, impossibile in pratica, pari ad infinito; da 1/2 a infinito, in pratica circa 0,52, nella teoria di Sandel; da 0,577 a 0,707 nella teoria energetica del Beltrami che per i materiali incompressibili si trasforma nella teoria di Huber-Encky per la quale il rapporto in questione assume il valore 0,577 (9).

ne delle celle stesse, sicchè in esse i legami sono distrutti ed una soluzione di continuità ha luogo. Il cristallo, dopo questo, è perfettamente adatto a sottostare a sollecitazioni sia statiche che dinamiche contenute entro certi limiti, ma ripetendosi reiteratamente l'urto, la distruzione delle celle proseguirà attorno e nell'interno della soluzione di continuità formatasi. Per accelerare il processo di disfacimento del reticolo, basta pensare di sottoporre a sollecitazione, per es. di tensione, la parte del cristallo contenente le celle inefficienti: ne avverranno i citati fenomeni di esaltazione delle reazioni reticolari e la soluzione di continuità proseguirà attraverso il reticolo fino a che il reiterato ripetersi del fenomeno non produrrà la rottura totale del cristallo. Ecco come potrebbe concepirsi la resistenza della materia per es. agli urti ripetuti, ed ecco perchè anche una piccola energia d'urto può produrre, nel tempo, la rottura di organi di dimensioni notevoli. Si vede quindi come in pratica sia estremamente importante di proteggere contro urti reiterati concentrati anche piccoli, gli organi a cui è affidato un compito di resistenza.

Si supponga ora di deformare un reticolo mercè l'aiuto di sollecitazioni esterne: se queste sono di tensione si ha la dilatazione del reticolo e se sono di compressione si ha una contrazione del reticolo. Se si suppone che le deformazioni reticolari siano comprese entro i limiti di elasticità, allora ad una simile espansione adiabatica del reticolo corrisponde, come è noto, un raffreddamento, mentre alla compressione corrisponde un riscaldamento (14). Se a deformazione avvenuta tutto restasse in quiete, ad una forma di sollecitazione, o all'altra, conseguirebbero scambi di calore rispettivamente dall'ambiente al cristallo o dal cristallo all'ambiente.

Ma se le sollecitazioni opposte si alternano rapidamente, e se si suppone di regolare la loro intensità massima, sia alla tensione, sia alla compressione, in modo che il raffreddamento subìto durante l'espansione equilibri il riscaldamento provocato durante la compressione (ciò che risulta giustificato qualora i due limiti di elasticità della materia a trazione ed a compressione non siano uguali), allora non vi sarà scambio di calore fra il cristallo e l'ambiente e viceversa, ed un termometro a contatto col cristallo non accuserà alcun aumento di temperatura. Se si spingono invece le sollecitazioni proprio fino ai due limiti di elasticità e se questi sono diversi in valore assoluto, allora l'abbassamento di temperatura dovuta all'espansione del reticolo è diverso dall' elevazione di temperatura dovuta alla compressione, sicchè la temperatura del cristallo verrà a variare col ripetersi illimitato dell'alternanza ed un termometro l'accuserebbe: sarebbe un raffreddamento se il carico al limite di elasticità alla trazione fosse superiore di quello alla compressione e viceversa nel caso opposto, ben più generale. Le alternanze di carico nel primo caso non avrebbero alcuna influenza anche se si ripetessero illimitatamente; nel secondo caso invece, per quanto si sia sempre entro il limite elastico, il reticolo « fatica ». All'aumento di temperatura infatti succedono vibrazioni termiche più notevoli alle quali consegue un allentamento dei legami ed anche una loro parzialissima distruzione.

Col ripetersi illimitato dell'alternanza di carico le condizioni di fatica si accentuano perchè procedono nel reticolo i fenomeni di allentamento e di parziale distruzione dei legami: un certo numero di celle verrà quindi ad essere distrutto e la soluzione di continuità verrà a propagarsi più rapidamente fino a completa rottura del cristallo.

Se i carichi applicati fossero superiori anche al massimo limite elastico della materia, allora entra in ballo oltre il riscaldamento che consegue alla espansione anelastica del reticolo anche quello, tanto importante nelle comuni condizioni pratiche, promosso dallo scorrimento mutuo dei piani di clivaggio, sicchè la temperatura raggiunta nel cristallo sarà tanto più elevata quanto maggiore risulterà la deformazione anelastica indotta dai carichi e più breve il periodo dell'alternanza. E' facile concepire come in siffatte condizioni la « fatica » imposta al reticolo sia tale da condurre, per tutte le ragioni dette, rapidamente alla rottura del cristallo.

Ecco come potrebbe concepirsi la resistenza della materia non agli urti ripetuti ma ai cicli di sollecitazioni, come avviene nelle correnti prove di fatica.

A questo proposito alcuni ammettono che in simili forme di sollecitazioni che « faticano » ed « invecchiano » la materia, si generi un misterioso pulviscolo atomico che verrebbe ad ostacolare le deformazioni interponendosi fra gli atomi del reticolo, ma in verità l'ipotesi appare avere il sapore di una astrazione, perchè tale pulviscolo atomico non si saprebbe quale origine potrebbe avere.

Il cosidetto limite di fatica nei cristalli dovrebbe quindi coincidere pressapoco col limite elastico minimo della materia cristallina, minimo in relazione alla anisotropia dei cristalli per rapporto specialmente alla direzione delle sollecitazioni esterne. Le discordanze che in pratica dovessero aversi, possono trovare maggiore spiegazione nell'impossibilità di una esatta determinazione sia del limite elastico, sia del limite di fatica: la prima per la imprecisione dei mezzi di indagine anche i più perfetti; la seconda per la lunga durata pratica che dovrebbe avere la prova qualora fosse fatta col carico esattamente coincidente col limite elastico inferiore.

VI.

Ma di grazia, la materia essendo formata da un aggregato di piccoli, talora microscopici cristalli, da aggregati più o meno complessi di materia allo stato cristallino, si comporta come il cristallo elementare?

Molto sull'argomento è stato scritto in questi ultimi tempi e la bibliografia contiene rimarchevolissimi lavori in merito (5) (6) (9): nella materia cristallina si ritrovano tutte le proprietà dei cristalli con limitazioni e con semplificazioni.

Con limitazioni dovute alla presenza dei giunti infracristallini e sopratutto al fatto che in mezzo al complesso dei cristalli, tutte le proprietà del singolo cristallo non possono esplicarsi per gli impedimenti frapposti dalla circostante massa cristallina.

Con semplificazioni, quali per es. quelle apportate dalla quasi isotropia degli aggregati di cristalli, alla quale si accede per legge statistica dalla anisotropia ben distinta del cristallo singolo.

Alla materia policristallina quindi meglio si addicono i dettami della scienza delle costruzioni che permettono di esprimere tanto facilmente le leggi di deformazione dei corpi solidi.

La meccanica dei cristalli invece, già così ben sviluppata specialmente dal Voigt sopratutto nei riguardi della anisotropia, troverà certamente in avvenire più ampia estensione ed una maggiore perfezione alla luce delle

leggi che regolano i legami interatomici e reticolari: in pratica non sarà facile nemmeno per questi di abbandonare la classica legge di Hooke, sia per le dilatazioni che per le contrazioni.

BIBLIOGRAFIA

(1) E. FERMI - *Molecole e cristalli* - N. Zanichelli, Bologna (1934).

(2) MEYERBERG - *La position de la fonte dans l'échelle de résistence* - « Bull. de l'Ass. Technique de Fonderie - Agosto (1934).

(3) VIOLA - *Trattato di cristallografia* - Hoepli (1920).

(4) MARK-POLOMSI-SCHMID - Z. Phys, 12 (1923).

(5) MENGHI - *Sollecitazioni statiche e dinamiche* - L'industria Meccanica - N. 7 (1935).

(6) *Rös e Eichinger-Versuche zur Klärung der Frage der Bruchgefahr* - Zurich (1928).

(7) CORRELLI - *Le proprietà elastiche dei corpi* - Energia Elettrica - Settembre (1935).

(8) CASTELFRANCHI - *Fisica Moderna* - Hoepli (1934).

(9) C. F. COMOLETTO - *Criteri di sicurezza per corpi isotropi staticamente sollecitati* Annali LL. PP. 1933, fascicolo 4° e *Il fenomeno di rottura ed il cimento limite nei materiali da costruzione* Annali LL. PP. 1934, fascicolo 3°.

(10) FÖPPL - *Mitteilung aus dem Metch* - Tech. Laboratorium.

(11) MOSER - *Der Kesselbaustoff* - Springer, Berlin (1928).

(12) J. STORK - *Jahr. d. Radioaktivität* - 12 (1915) - 292. (Vedi citazione in Camoletto l. c.).

(13) CASTIGLIANO - *Théorie de l'équilibre des systèmes élastiques* - 1789 - pag. 141.

(14) W. VOIGT - *Fisica Cristallografica* - Trad. di A. Sella (1904).

A. LABO': Leghe di berillio

Leghe di berillio con metalli leggeri (alluminio, magnesio); loro analisi - Leghe non ferrose - Acciai al nichel-berillio e leghe ferrose cementate con Be: diagrammi delle proprietà magnetiche - Applicazioni nell'industria aeronautica, in elettrotecnica, nelle materie plastiche - Bibliografia.

Class. dec. 669.725

LE cognizioni relative alle proprietà ed applicazioni del berillio comprendono attualmente secondo L. L. STOTT (1): i seguenti paragrafi:

1) Leghe con metalli leggeri (alluminio, magnesio).
2) Leghe non ferrose (rame e leghe a base di rame).
3) Leghe a base di Ni, con o senza cromo o ferro.
4) Lege ferrose cementate con berillio e leghe con Ni e Fe suscettibili d'invecchiamento per precipitazione e di trattamento di nitrurazione.
5) Leghe con metalli preziosi contenenti berillio.
6) Il berillio come agente disossidante e desolforante per acciai, nichel ed altri metalli.

A proposito della prima categoria, si è studiata all'Università di Maryland (2) la possibilità di rivelare l'alluminio in presenza di berillio ricorrendo a materiali analoghi alla morina di cui è nota la reazione colorata con questi due metalli. C. E. WHITE e S. LOWE hanno così scoperta una reazione dell'ione Al col blù-nero Pontachrome R, sale di zinco del 4-solfo-2, 2-diidrossiazonaftalene, ricorrendo per il saggio ad una soluzione di solfato di potassio e d'alluminio ed al nitrato di berillio, in cui esclusero la presenza di Al per mancanza del precipitato con 8-idrossichinolina. Con una lampada di quarzo a vapori di mercurio munita di filtro di vetro di Wood, l'esame d'una serie di soluzioni contenenti 10 ml di soluzione d'alluminio rivelò sempre una fluorescenza rosso-aranciata chiara, che si perdeva per aggiunta d'alcali normale, dando sotto la lampada una colorazione azzurro-scura distrutta dall'acido nitrico. Questa reazione, meno sensibile coi bulbi ad argon, non è disturbata dalla presenza d'argento, calcio, bario, stronzio, magnesio, indio, tallio, stagno, manganese, zinco, terre rare, mercurio, piombo, bismuto, cadmio, arsenico, antimonio, gallio, sodio, potassio, ammonio, litio, cloruri, solfati, fosfati,

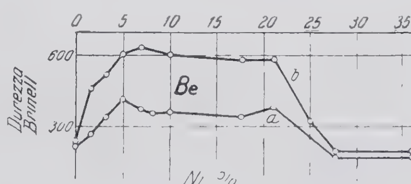


Fig. 1 - Indurimento degli acciai al Ni-Be secondo il contenuto di nichel.

tartrati, mentre la presenza di ioni fortemente colorati (Cu, Cr, Ni, Fe, Co) maschera la fluorescenza che però compare dopo precipitazione con eccesso di soda caustica e successiva acidificazione con acido acetico.

L'intervento dei fluoruri si può eliminare precipitando con $CaCl_2$. Il berillio non dà fluorescenza col colorante stesso, nè interviene in alcun modo nella fluorescenza dell'alluminio. I risultati dell'analisi del materiale fluorescente da cui si elimina per riduzione il cromo esavalente, indicano la formazione d'un sale d'alluminio del colorante.

Quanto alle leghe di magnesio, la aggiunta di 0,05% di berillio ne diminuirebbe tanto l'ossidabilità da poterle fondere col minimo di flusso, senza ricoprire il metallo di solfo per evitare l'ossidazione (4): questo tuttavia soltanto al di sotto di 700-710°. L'addizione di glucinio non modifica praticamente le proprietà meccaniche delle leghe, la cui struttura diventa però più grossolana, a meno che vi s'incorpori titanio. Il Be aumenta sensibilmente la resistenza della lega alla corrosione nell'acqua di mare; in acqua dolce la resistenza non varia. Non si è potuta stabilire la possibilità o l'impossibilità di legare direttamente il berillio col magnesio.

Le leghe Cu-Be furono studiate da L. NORTHCOTT (3) dal punto di vista dell'effetto del trattamento a caldo e della ricristallizzazione sulla venatura, in relazione ai cambiamenti di durezza. Le strutture così ottenute sarebbero dovute alla precipitazione durante il raffreddamento,

non di ossido, ma di un composto dei metalli contenuti.

Particolare interesse hanno destato le leghe col nichel studiate da L. Misch (5) insieme a quelle berillio-rame e Be-Fe; egli trovò per NiGl un nucleo cubico e per Ni_5Gl_{21} una struttura apparente di ferro γ deformato. Lo stesso autore riprese in seguito la discussione delle forme strutturali riscontrate nelle leghe di Be col nichel e con parecchi altri elementi (6).

W. Kroll (7) si occupa in un primo gruppo della produzione del nichel induribile per addizione di berillio, silicio, magnesio-carbonio e delle leghe complesse a base di nichel-cromo contenenti berillio (per es., il Be-contracido); ed in un secondo di numerose leghe con addizioni relativamente esigue di nichel, unitamente a silicio, alluminio, berillio, stagno, titanio come mezzo di produrre qualità d'indurimento alla precipitazione. Fra questi ultimi sono gli acciai austenitici al nichel-cromo induribili, contenenti titanio, alluminio o berillio: uno di essi contenente 0,8% di Gl, 1,8% di Cr e 12% di Ni, fu studiato da Bennek e Schafmeister (8). Le proprietà di tali leghe appaiono dalla seguente tabella:

del 21% di nichelio, la proporzione di raffreddamento nell'estinzione ha un effetto importante sulle proprietà di tempera.

Al di sopra di 21% di nichel, l'estinzione a 110° seguita dall'invecchiamento a 450°, non deve modificare la durezza della lega; ma ricorrendo a temperature più alte, si ottiene un notevole indurimento, fenomeno in relazione, nel più alto contenuto di Ni, col ferro allo stato γ, in cui il berillio si scioglie meno che nel ferro α presente nelle leghe meno ricche di nichelio. In altre leghe l'indurimento col tempo varia secondo la temperatura del trattamento.

to li rendono nettamente vantaggiosi in varie applicazioni.

Le leghe nichel-ferro contenenti Be della composizione dell'Invar si possono indurire a 350, ma il basso coefficiente di dilatazione termica può essere danneggiato dall'aggiunta di glucinio. W. Kroff richiama l'attenzione sulle proprietà magnetiche di leghe Be-Ni-Fe (9), supponendo che in questo assortimento si possano trovare acciai magnetici di tali valori per *Hc* e *Br* da riuscire utili in pratica.

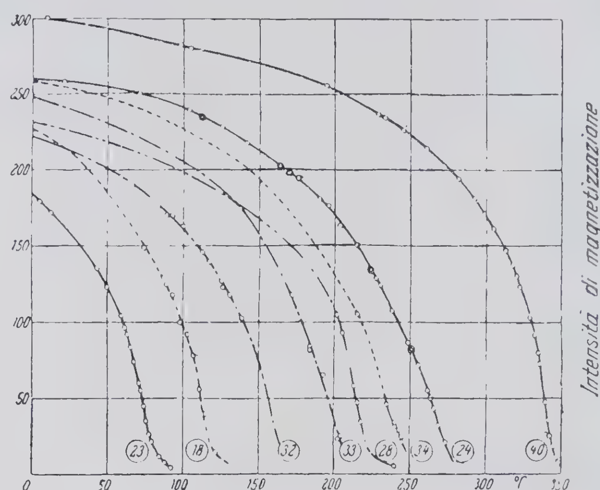


Fig. 2 - Curve magnetizzazione-temperatura.

Leghe	Composizione	Stato	Resistenza kg/mm²	Estensione %	Durezza Brinell	Bibliografia
Be-Ni	2.5 % Be	molle, migliorato	123.8	25.2	422	*Masing* e *Dahl*, Wiss. Veröff Siemens. VIII, 1, S 211
		duro, migliorato	170	8	530	
Be - Contracid	60 % Ni; 15 % Fe 15 % Cr; 7 % Mo, 2 % Mn; 1 % Be	molle, migliorato	120	12	430	W. Hessenbruch, Heraeus-Vacuumschmelze 1923-1933, S 229.
		duro, migliorato	160	8	460	

L'invecchiamento degli acciai al Ni-Be secondo il contenuto di nichel appare dal diagramma fig. 1, dove *a* rappresenta la lega spenta da 950° e *b* quella invecchiata per sei ore verso 450°.

Le leghe binarie Fe-Gl descritte da Masing e Dahl, nonostante le loro utili proprietà di tempera per precipitazione, sono di natura troppo fragile per l'applicazione pratica. Però tale struttura è migliorabile per aggiunta di nichel, che nello stesso tempo riduce la quantità di berillio richiesta dall'indurimento per invecchiamento: ad es., una lega di ferro contenente circa 5% di Ni e 1% di berillio mostra una struttura a grana fina e si può indurire verso 600 Brinell. Nelle leghe contenenti meno

L'aggiunta di Cr alle leghe Ni-Fe-Be non conferisce una capacità d'indurimento in più, ma si può raggiungere un ottimo grado di durezza: così la lega Cr 12%, Gl 1,05, Ni 6,25 arriva ad un valore Brinell di 675.

Le proprietà di resistenza alla corrosione degli acciai al nichel vengono peggiorate dall'addizione di Be; ciononostante le proprietà degli acciai così modificati reggono bene al confronto con quelle degli acciai ad alto contenuto di cromo, mentre le loro caratteristiche superiori d'indurimen-

Tali studi furono intrapresi da W. Gerlach per precisare il meccanismo dell'indurimento in conseguenza del rinvenimento verso 500°. La solubilità del berillio nel nichel, che è di circa 2,6% a 1155°, decresce rapidamente con la temperatura, mentre per tempera si arriva ad una soluzione solida soprassatura e per rinvenimento verso 500°, si ha una notevole separazione di Gl.

Il punto di Curie fu studiato a proposito del nichel (350°) da L. Neel (10) che descrisse l'apparato per la misura della suscettibilità di campi di 50-1000 Oersted fra 358° e 368°. Questo punto s'abbassa di solito per i metalli in soluzione solida innalzandone i tenori, indipendentemente dai trattamenti meccanici.

Invece le curve di magnetizzazione in funzione del campo applicato $I = f(H)$, la rimanenza e la forza coercitiva dipendono contemporaneamente dalla temperatura e dal trattamento meccanico: le ricerche in questo campo devono dunque permettere di determinare in quale stato si trova la rete cristallina del nichel dopo la separazione del berillio. Con un dispositivo sperimentale

classico furono studiate leghe contenenti circa 2% di glucinio, alcune tecniche, altre in metalli ben puri, fusi nel vuoto, le cui analisi non sono citate nella memoria indicata. I provini di alcune di esse erano stati induriti per rinvenimento a 500°; altre erano state battute a freddo per trafilatura.

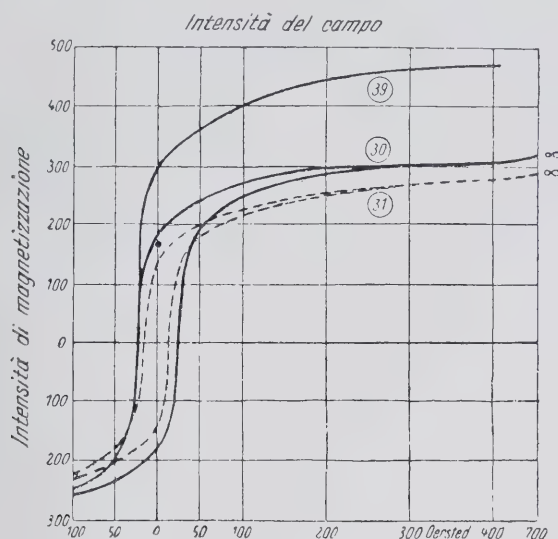


Fig. 3 - Incremento della durezza magnetica e dell'intensità di saturazione per rinvenimento di leghe temprate e battute.

La fig. 2 espone i diversi risultati della lega Ni-Be allo stato temprato (curva 23), che dà la curva 28 dopo essere stata tenuta per un'ora a 500°, mentre la 32 si è ricavata dalla lega addolcita per tempera e battuta a freddo, e per 33 la si è poi indurita per rinvenimento. In 40 è rappresentato il nichelio sensibilmente puro (filo elettrolitico contenente un po' di Mn e Cu): le ordinate sono ridotte circa 1 : 1,35 rispetto alle altre curve. Per le leghe temprate battute a freddo eppoi ricotte per tre ore a 500°, si hanno le curve 18, 24 e 34: quest'ultima è una lega tecnica. Non si è osservata isteresi termica. L'andamento delle curve è ancora più netto se si prende per ascissa il rapporto fra la temperatura assoluta ed il punto di Curie. Sicchè dopo indurimento strutturale ed alla medesima temperatura, tutte le leghe posseggono punti di Curie e intensità di magnetizzazione più alti che prima di questo indurimento: quindi esso consiste in una separazione di glucinio a partire dalla soluzione solida il cui reticolato s'arricchisce in Ni.

Un altro grafico mostra che per una lega non battuta ed indurita per rinvenimento e per un'altra battuta e rinvenuta, rispettivamente alle temperature di 10° e 189°, e 50° e 167°C, le curve di magnetizzazione salgono più lentamente nel caso di leghe non battute a freddo; ma il singolare si è che l'indurimento strutturale implica un eccezionale incremento della durezza magnetica. Per un campo di intensità abbastanza debole, si è già vicino alla saturazione. L'intensità di magnetizzazione è di 279 unità C.G.S. per un campo di 300 Oersted e di 310 per un campo di 700 Oersted. Nella figura è indicato il comportamento delle leghe tecniche battute a freddo per stiratura, poi rispettivamente lasciate tali quali (31) o rinvenute (30), in confronto col nichel battuto a freddo (39).

In seguito, fu studiata l'azione del contenuto di berillio sulla temperatura di Curie e sui valori di saturazione magnetica; la solubilità del berillio nel nichel, il raporto magnetizzazione-temperatura come funzione del grado di precipitazione; la omogeneità delle fasi formate durante la precipitazione; la magnetizzazione totale a bassa temperatura.

Dalle osservazioni sulla forza coercitiva e l'isteresi durante il processo di precipitazione risulta che questa nelle leghe di berillio consta di due processi simultanei, una precipitazione omogenea ed una eterogenea, da cui si formano due fasi ferro-magnetiche. L'estensione relativa di ciascuno di questi effetti dipende dalla temperatura di tempra e dal grado di sovrassaturazione della lega. Un calore d'attivazione di 54.000 calorie per molecola si ottiene mediante la precipitazione omogenea. La più alta forza coercitiva è subordinata alla soluzione solida α stabile formata eterogeneamente, presente al principio della precipitazione. Le osservazioni fatte sono in istretta relazione coi risultati ottenuti dalle leghe nichel-oro (11) e spiegano l'anomalia nella forza coercitiva, non bene interpretata nel precedente lavoro.

Delle leghe di berillio contenenti nichel si occupa anche J. Laissus (12) a proposito della diffusione del primo nel secondo, giungendo alla conclusione che l'esame microscopico degli strati interessati dalla diffusione prodotta da trattamenti in varie condizioni di tempo e temperatura conferma il diagramma costituzionale Ni-Be stabilito da Mashing e Dahl. Il meccanismo di diffusione d'uno strato di berillio nel nichel è analogo a quello osservato nelle ricerche sulla cementazione del ferro mediante il Be; ma nel caso del nichel la profondità di penetra-

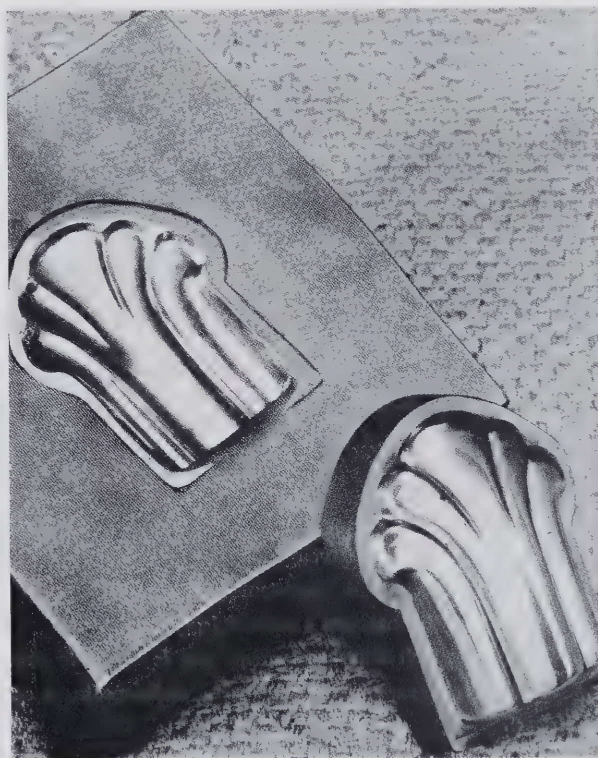


Fig. 4 - Conio d'acciaio fatto con coppaia di Be-Cu.

zione del glucinio è più considerevole. I costituenti rimarcati negli strati successivi cementati al berillio concordano col diagramma d'equilibrio. Alla formazione di tali costituenti contribuisce notevolmente la variazione della temperatura del trattamento di diffusione e in minor grado, la sua durata. La profondità degli strati cementati è ciononostante proporzionale alla durata del trattamento, specialmente a basse temperature. La cementazione del nichel col berillio innalza pronunciatamente la durezza: così, nelle esperienze riferite una durezza di 84 del nichel non trattato saliva a 560 per diffusione del Be per 10 ore a 1150°. Sono riuniti in una tabella i valori di durezza tipici in funzione della temperatura del trattamento e della profondità di diffusione del Gl.

Quanto alle applicazioni delle leghe di questo metallo, alcune di esse sono state recentemente proposte nelle costruzioni aeronautiche in virtù del loro alto modulo d'elasticità, quasi triplo di quello del magnesio (13). I minerali di glucinio non mancano, in quanto i geologi calcolano ch'esso sia più abbondante sulla crosta terrestre dello zinco e del piombo: il più diffuso è il berillo, $Al_2Be_3(SiO_3)_6$, contenente circa il 5,4% di metallo, che si trova in Norvegia, Urali, Canadà, Florida e soprattutto nella Colombia e nell'Africa meridionale. Prescindendo dalle due varietà usate come pietra ornamentale (lo smeraldo e l'acqua marina), il trattamento chimico di questo minerale consiste nel trasformarlo in prodotti fusibili al forno elettrico ad arco attaccandolo a 650-700° con fluosilicato sodico, o fondendolo allo stato di fine divisione, con carbonato potassico per ricavarne una massa che si scioglie in acido solforico (14).

Le leghe di berillio e d'alluminio indurite per invecchiamento, sono resistentissime alla corrosione ed hanno un carico di rottura molto alto in confronto della densità. Nell'industria aeronautica sono più interessanti di quelle di magnesio; ma sebbene in questo campo il fattore economico non abbia l'importanza che ha in altri, le leghe di glucinio non hanno preso lo sviluppo che si prevedeva. In elettrotecnica qualcuna di esse serve per le leghe di comando nei quadri di distribuzione.

Nel 1926 la Soc. Siemens e Halske scoperse la possibilità d'indurire il rame per aggiunta di piccole quantità di berillio (2%) e trattamento a caldo, al di là di 370 Brinell o 42 Rockwell (cioè al di sopra della durezza d'ogni altra lega d'acciaio e di molte forme d'acciaio), con un limite d'elasticità di 145.000 libbre per pollice quadrato. Nell'industria plastica, queste leghe sono interessanti per gli stampi, che costano meno di quelli d'acciaio, quando nel pezzo finito è implicata molta ornamentazione (15).

Oltre che per la loro resistenza, esse convengono per la conducibilità termica più alta di quella della ghisa e del nichel, aumentabile ancora per aggiunta di cobalto e utilizzabile per abbreviare la durata della raffinazione. Se ne prevede quindi l'applicazione in tipografia per le incisioni in rame, risparmiando la costosa trapanatura; nell'attrezzamento per lo stampaggio ad iniezione; nelle strisce, fogli e fili per molle da forgiatura.

La fig. 4 mostra uno stampo delle dimensioni di circa cm 6 x 33, che è spinto ad una pressione idrostatica di 250 tonn. entro l'acciaio dolce, ad una profondità di più d'un centimetro.

BIBLIOGRAFIA

(1) *Amer. Instit. Mining and Met. Engineers*, Techn. Publn. 738 (agosto 1936).
(2) *Ind. Engin. Chem.*, Anal. Edit., 15 settembre 1937, p. 430.
(3) *J. Instit. Metals*, LIX (1936).
(4) R. V. Peredelski, *Legk. Metally*, maggio 1936.
(5) *Zeits. physik. Chem.* 1935, pag. 4258.
(6) *Metallwirtschaft*, XV (14 febbraio 1936).
(7) *Nickel Ber.*, agosto-settembre 1937, pag. 117.
(8) *Arch. Eisenhüttenwes.*, 1931/32, S. 616.
(9) *Metals and Alloys*, gennaio 1936, pag. 24.
(10) *J. de Phys. et Le Radium*, VI, 27 (luglio 1935).
(11) Gerlach - *Zeitsch. Metallkunde*, XXIX, 102 (1937).
(12) *C. R.*, 7 giugno 1937, 1732.
(13) H. W. Gillet - *Trans. Amer. Electroch. Soc.*, LVI, 71-76 (1930).
(14) F. Staes - *Rev. Univ. des Mines*, VIII [49], n. 7; pag. 202-204.
(15) *Modern Plastics*, XIV, 11, p. 59 (luglio 1937).

E. Giovine: Sulla conduttività dell'alluminio in fili per conduttori e proposte di un «campione internazionale convenzionale»

Ill.mo Signor Redattore Capo
de l' « Alluminio »,

Nella riunione di Scheveningen (Giugno 1937) la Commissione Elettrotecnica Internazionale (Comitato di Studi N° 7: Alluminio) ha deciso il totale « sganciamento » dell'Alluminio dal Rame, deliberando di togliere dalle specificazioni internazionali i valori della conduttività elettrica dei fili di alluminio, fino allora espressi in percentuali della conduttività del rame campione, e di lasciare solo i valori della resistività a 20°C in ohm.mm²/m.

La deliberazione ampiamente giustificata dal proposito di assicurare ai conduttori di alluminio uno sviluppo indipendente, e quindi una emancipazione da ogni riferimento al rame, non avrà mai nella pratica una totale applicazione, fino a quando — a mio parere — non venga creato un qualche altro riferimento capace di fornire subito un'idea relativa delle proprietà conduttive dell'alluminio.

Se mi fosse permesso un paragone alquanto strano ma forse altrettanto persuasivo, mi divertirei a chiedere se è possibile farsi una immediata idea dell'età di un individuo che dica di essere nato 15000 giorni fa, o della distanza della stella polare che venisse espressa in metri, anzichè in anni-luce.

Con ciò non intendo buttare a mare nessun sistema di misure delle grandezze elettriche, ma penso che un riferimento percentuale alla conduttività di un determinato campione, può apportare un notevole contributo alla percezione immediata del valore delle grandezze che si considerano.

Se poi tale campione venisse scelto in maniera da corrispondere ad una « conduttività ottima » praticamente raggiungibile con alluminio « tecnico », la conduttività percentuale di un filo di alluminio rispetto alla conduttività del campione, darebbe una idea immediata dello « scarto » di conduttività tra il filo che si considera e il campione, ovverossia tra quello che si ottiene e quello che si potrebbe ottenere nelle migliori condizioni.

L'idea è tutt'altro che nuova: ne fanno fede i molti capitolati in vigore per i conduttori in rame; ma la permanenza del riferimento al campione internazionale, in aggiunta al valore della resistività espressa in ohm.mm²/m sta pure a dimostrare che nel rame la conduttività percentuale non risulta del tutto superflua.

Non vedo perchè nell'alluminio le cose dovrebbero andare diversamente.

Ma è possibile crearsi un « campione alluminio internazionale »?

Io dico di no perchè l'origine e la qualità del metallo, il processo di lavorazione, le tolleranze sul diametro e sulla lunghezza, gli strumenti ed i metodi di misura meccanica ed elettrica offrirebbero una tale ridda di argomenti discordanti, da sconsigliare a priori un tentativo del genere.

Ed allora? Ecco brevemente quello che io credo si possa fare:

« Riferire la conduttività elettrica dell'Alluminio ad una percentuale della conduttività di un « campione internazionale convenzionale dell'alluminio tecnico » *così definito:*

Il « Campione internazionale convenzionale dell'alluminio tecnico » *si considera virtualmente identificato da un filo di alluminio ricotto di un metro di lunghezza e di uniforme sezione di un millimetro quadrato che alla temperatura di 20°C presenta una resistenza elettrica di 1/36 Ohm.*

*Per il rame, scelta l'*unità empirica *(il campione) si è scivolati sull'*unità derivata *(l'Ohm) attribuendo al campione la resistenza di 1/58 di Ohm;*

per l'alluminio si può supporre di essersi costruita la unità empirica (il campione convenzionale) *e di averne determinata la resistenza in 1/36 di Ohm.*

Perchè proprio 1/36 e non un'altra frazione?

Perchè 1/36 di Ohm è la frazione che oltre ad avere la stessa struttura di quella del rame (al numeratore l'unità e al denominatore un numero intero di due cifre) corrisponde proprio alla resistività minima di un filo ricotto (0,02777... Ohm.mm²/m) fabbricato con l'alluminio « tecnico » per conduttori correntemente prodotto dai diversi Paesi.

Assumendo al 100% la conduttività del « campione internazionale convenzionale dell'alluminio tecnico » *si hanno i seguenti valori percentuali e relative resistività:*

Conduttività percentuale	Resistività in Ohm/mm²
100%	0,02777 ...
99	0,02806
98	0,02834
97	0,02864
96	0,02894
95	0,02924

La proposta di riferire la conduttività elettrica dell'alluminio tecnico ad una percentuale della conduttività del campione convenzionale *presenta inoltre il vantaggio di eliminare dalle definizioni finora adottate nel campo internazionale quella che è stata denominata « re-*

sistività normale» e di semplificare come appresso le specificazioni internazionali di S. Margherita (Novembre 1937), senza peraltro aggravare i limiti della resistività già discussi ed accettati che verrebbero anzi, in tal modo, leggermente maggiorati:

I - Alluminio ricotto:

*punto (2) - L'alluminio tecnico ricotto deve avere una conduttività non inferiore al 99% dell'*alluminio tecnico campione convenzionale.

II - Alluminio crudo:

*punto (2) - L'alluminio tecnico crudo in filo avente un carico di rottura di 15 kg/mm² deve possedere una conduttività non inferiore al 98% dell'*alluminio tecnico campione convenzionale.

*L'alluminio tecnico crudo in filo avente un carico di rottura di 21 kg/mm² deve possedere una conduttività non inferiore al 96% dell'*alluminio tecnico campione convenzionale.

Per carichi di rottura compresi tra 15 e 21 kg/mm² la conduttività minima viene determinata mediante interpolazione lineare dei valori surriferiti.

E per i fili prelevati da corde si potrebbe aggiungere — se proprio ritenuto necessario — che:

La conduttività non dovrebbe mai essere inferiore al 97% se R = 15 kg/mm² ed al 95% se R = 21 kg/mm², con la solita interpolazione lineare per i valori intermedi della resistenza meccanica alla rottura.

Genova-Cornigliano, Febbraio 1938-XVI.

Ing. Ernesto Giovine.

* * *

Attiriamo l'attenzione dei lettori sulla interessantissima proposta dell'ing. Giovine, di stabilire un *campione internazionale convenzionale dell'alluminio tecnico,* per riferire percentualmente a detto campione la conduttività dei conduttori in alluminio e lega di alluminio.

Tale proposta, già portata all'esame del Sottocomitato competente del Comitato Elettrotecnico Italiano ed accolta in tale sede con molta simpatia, presenta indubbi vantaggi bene illustrati nella nota che l'ing. Giovine ha voluto inviare all'«Elettrotecnica» ed al nostro periodico.

Per ben comprendere la proposta conviene che i nostri lettori abbiano qualche notizia dei lavori della Commissione Elettrotecnica Internazionale — Comitato di Studi sull'Alluminio —, in relazione al primo e principale compito di tale Comitato di studi, di stabilire cioè una specificazione sull'alluminio impiegato per conduttori elettrici, che potesse essere accettata internazionalmente.

Dal 1928 il Comitato Internazionale di Studi ha tenuto numerose riunioni (Parigi 1928, Berlino 1929, Stoccolma 1930, Scheveningen 1935, Berlino 1936, S. Margherita 1937), preparate da opportuno lavoro dei comitati nazionali, senza che sia stato possibile raggiungere un accordo internazionale sulle caratteristiche da assegnare all'alluminio crudo per conduttori elettrici. Si sono finora opposte ad un accordo certe differenze nell'impiego dei conduttori in alluminio nei diversi paesi, certe differenze sulla fabbricazione già normalizzata e regolata da norme nazionali, ed anche (perchè non dirlo?) interessi industriali e commerciali divergenti nei grandi paesi industriali, specie dove la concorrenza di tali paesi è viva nel campo dell'esportazione.

In linea generale venne concordato che l'alluminio crudo sotto forma di fili dovesse avere un minimo carico di rottura di 15 kg/mm², e che la conduttività riferita a tale carico di rottura fosse fissata in un valore assai prossimo al 61% del rame campione (resistività normale dei fili in alluminio crudo fissata per la temperatura di 20° in 0,02828 ohm.mm²/m a Scheveningen e a Berlino, valore modificato poi razionalmente in 0,0283 a S. Margherita secondo le proposte del prof. Scarpa (vedi questa Rivista N° 2, 1937, pag. 53 e seguenti).

Ad evitare che nelle costruzione dei conduttori elettrici in alluminio puro potesse essere impiegato alluminio di scarsa purezza, meno resistente alla corrosione, venne pure concordato che il metallo costituente i fili crudi per conduttori dovesse corrispondere anche alle specificazioni concordate per l'alluminio ricotto (carico di rottura massimo 9,5 kg/mm², allungamento minimo 25% su 200 mm, valore normale della resistività 0,0278 ohm.mm²/m a 20°C), valori che possono dfificilmente raggiungersi con alluminio di purezza inferiore al 99.5%.

Ma non è stato possibile finora raggiungere un accordo sulla tolleranza da permettere sul valore normale delle resistività dell'alluminio crudo (valore normale inteso come valore medio) qualora il carico di rottura superi i 15 kg/mm². Si può ricordare al riguardo che le norme nazionali tedesche prescrivono un valore minimo del carico di rottura di 18 kg/mm² per fili di diametro inferiore ai 3 mm e di 17 kg/mm² per fili di diametro eguale o superiore ai 3 mm.

I delegati europei si trovarono pertanto d'accordo a Berlino ed a S. Margherita di prevedere una scala di variazione del valore normale della resistività in funzione della variazione delle caratteristiche meccaniche (resistività normale di 0,0283 per alluminio con carico di rottura di 15 kg/mm², di 0,0289 per alluminio con carico di rottura di 21 kg/mm², relazione lineare tra la resistività ed il carico di rottura per valori intermedi del carico di rottura).

A tale proposta però non aderirono i comitati nazionali degli Stati Uniti e del Canadà, sicchè la specificazione internazionale è sempre sotto studio, e certi scettici prevedono ancora assai distante il momento dell'accordo. Sarà possibile raggiungere tale accordo nella prossima riunione internazionale che si terrà nel giugno di quest'anno in Inghilterra?

La proposta dell'ing. Giovine, si riferisce al capoverso II del testo adottato a S. Margherita per le specificazioni internazionali e che riportiamo qui appresso.

Riportiamo pure, in nota, alcune proposte, preparate a S. Margherita e sottoposte ai Comitati Nazionali colla regola dei sei mesi, di specificazioni internazionali pei fili in lega d'alluminio per linee aeree, per l'alluminio pei cavi isolati, per l'alluminio per le sbarre di connessione e pei fili in acciaio da servire come anima di conduttori in alluminio-acciaio.

* * *

Specificazione internazionale sulla resistivita' dell'alluminio per conduttori). (Testo adottato a S. Margherita).

Alluminio ricotto.

1) L'espressione «alluminio ricotto» si applica all'alluminio il quale sotto forma di filo di un mm o più di diametro, ha un carico di rottura non maggiore di

9,5 kg/mm² ed un allungamento di almeno il 25% valutato su una lunghezza di 200 mm, la misura essendo fatta dopo rottura.

2) Alla temperatura di 20° la resistività normale dell'alluminio ricotto è fissata in 0,0278 ohm.mm²/m.

3) Alla temperatura di 20°C si ammetterà 2,70 come densità dell'alluminio ricotto.

4) Alla temperatura di 20°C, si ammetterà 0,004 come coefficente di variazione di resistenza con la temperatura, misurato a massa costante. Le misure devono essere eseguite a temperature comprese fra 10 e 30°C, ed i valori ottenuti devono essere portati a 20°C.

ALLUMINIO CRUDO.

1) L'espressione « alluminio crudo » si applica all'alluminio avente un minimo carico di rottura di 15 kg/mm². L'alluminio preso in considerazione è sottoforma di fili, e non di barre, lingotti, o vergella. La qualità dell'alluminio deve essere tale, che dopo adatta ricottura del filo, la sua resistività corrisponda ai requisiti dell'alluminio ricotto (vedi paragrafo 2 di cui sopra).

2) Alla temperatura di 20°C viene stabilita per l'alluminio crudo per conduttori una resistività normale di 0,0283 ohm.mm²/m per fili aventi un carico di rottura di 15 kg/mm², ed una resistività di 0,0289 ohm.mm²/m per fili aventi un carico di rottura di 21 kg/mm². Pei valori intermedi del carico di rottura si adotterà una relazione lineare tra la resistività ed il carico di rottura.

3) Come valore della densità e del coefficente di temperatura a 20°C si assumeranno per l'alluminio crudo gli stessi valori dell'alluminio ricotto.

APPENDICE.

Altre proposte di specificazioni internazionali adottate a S. Margherita:

SPECIFICAZIONE PER FILI IN LEGA DI ALLUMINIO PER CONDUTTORI DI LINEE AEREE.

1) Questa specificazione si applica ad una lega di alluminio per conduttori di linee aree del tipo alluminio, magnesio, silicio.
2) Il valore normale del carico di rottura è fissato in 33 kg/mm².
3) Il valore normale della resistività di questa lega alla temperatura di 20°C è fissato in 0,0325 ohm.mm²/m.
4) Alla temperatura di 20°C, si ammetterà per la densità di questa lega il valore di 2,70.
5) Alla temperatura di 20°C, si ammetterà per il coefficente di variazione di resistenza misurato a massa costante, il valore di 0,0036. Le misure dovranno essere effettuate ad una temperatura che non sarà inferiore a 10°C nè superiore a 30°C. I valori così ottenuti saranno riportati ad una temperatura di 20°C.

SPECIFICAZIONE INTERNAZIONALE DELL'ALLUMINIO PER CAVI ISOLATI.

1) Questa specificazione s'applica all'alluminio utilizzato per cavi isolati sotto forma di fili di 1 mm e più.
2) Il carico di rottura dei fili sarà di 15 kg/mm² al massimo.
3) Il valore normale della resistività alla temperatura di 20°C è fissata in 0,0282 ohm.mm²/m.

SPECIFICAZIONE INTERNAZIONALE PER LA RESISTIVITA' DELL'ALLUMINIO PER BARRE DI CONNESSIONE.

1) Questa specificazione si applica all'alluminio utilizzato per barre di connessione di sezione qualunque.
2) Il valore della resistività a 20°C è fissato in 0,0290 ohm mm²/m.

FILI DI ACCIAIO ZINCATO CER CONDUTTORI ALLUMINIO-ACCIAIO.

I fili di acciaio zincato che entrano nella composizione dei conduttori alluminio-acciaio dovranno rispondere alle seguenti specificazioni:

1) Carico di rottura minimo riportato alla sezione del filo zincato . . . . 120 kg/mm²
2) Allungamento di rottura minimo misurato su 200 mm e dopo rottura . . . . . . 4 %

NOTIZIARIO TECNICO

Alcune osservazioni sul peso non molleggiato, sui suoi effetti e sulle possibilità di una sua riduzione nelle tranvie e ferrovie a scartamento ridotto (*)

Il peso delle parti non sospese su molle delle vetture tranviarie ha una azione importantissima per ciò che riguarda la durata e le spese di manutenzione del materiale mobile. Ciò non riguarda soltanto la durata del materiale mobile stesso, ma anche quella degli impianti fissi e principalmente delle rotaie.

Dato che tutte le tendenze moderne negli impianti di tranvie mirano a saldare bene l'intera rete di binari per poi collocarla saldamente sul piano stradale di asfalto munendola di basamento in calcestruzzo, è logico che si prendano anche tutte le misure atte a diminuire l'usura e prolungare la durata del materiale. Se si deve sostituire una curva o uno scambio bisogna quindi tenere presente non soltanto la spesa di acquisto, ma anche:

1°) lo scavo della strada,
2°) il taglio della parte di binario di cui trattasi, per segatura o per taglio ossidrico,
3°) la nuova saldatura e la rimessa in posto,
4°) il nuovo basamento di calcestruzzo o di qualsiasi altro materiale, ed infine l'entità del traffico.

L'entità del traffico benchè non possa facilmente essere espressa in cifre, non deve stimarsi al di sotto del suo valore nel quadro complessivo dell' economia per il fatto che anche le più piccole curve delle linee tranviarie si trovano, nella maggioranza dei casi, in punti d'incrocio di intenso traffico (p es.: Paradeplatz, Zurigo; P.zza della Stazione, Ginevra, ecc.).

Il peso non sospeso su molle nelle vetture tranviarie è costituito principalmente:

a) dalle sale montate (ruote e sala);
b) dalle boccole;
c) da una parte delle molle dell'asse;
d) nelle automotrici, da circa metà del peso del motore, nei casi ove questo è istallato in sospensione;
e) dalle barre equilibratrici, nelle vetture a carrello.

Infine, oltre agli effetti del peso non sospeso su molle, si deve considerare anche l'influenza delle masse mobili se queste si trovano in una posizione sfavorevole rispetto alle sale.

Nei carrelli è perciò importante considerare non soltanto come, ma anche dove sono sistemati il motore e la trasmissione rispetto alle sale, per poter conoscere la posizione del loro punto di gravità rispetto a queste ultime. Si danno casi in cui i motori (e perfino quelli con doppia trasmissione a ruota dentata) sono sistemati in corrispondenza alla parte mediana del carrello, al di fuori delle sale; ciò non rappresenta naturalmente una buona posizione, poichè la lunghezza della leva dal centro di gravità M di un aggregato motore (motore con doppia trasmissione a ruota dentata) fino al perno del carrello è notevolmente grande, perfino quasi uguale all'interasse di un carrello (vedi p. es. fig. 1).

Anche quando il motore e parte del meccanismo di trasmissione sono sospesi su molle a mezzo di una sala cava, nell'entrata in curva dei veicoli, gli urti, aggravati dagli effetti delle masse, sono estremamente dannosi. Vi sono alcuni esempi di tali sistemazioni negli impianti esistenti in Svizzera, e precisamente sia nelle nuove vetture a carrello (costruite per la prima volta 7-8 anni fa) della linea tranviaria statale di Zurigo, sia nelle locomotrici elettriche, costruite pure circa 8 anni fa, della ferrovia Visp-Zermatt (a comando misto a mezzo di disco di frizione e di ruota dentata). In entrambi i casi la massima velocità di marcia è di 45-55 km/ora (naturalmente, la velocità è riferita ai percorsi di maggiore attrito). Inoltre se lo sbalzo della vettura verso l'estremità è abbastanza notevole (figura 1) e il peso della vettura è eccessivamente grande, come è precisamente il caso delle suddette vetture tranviarie, le reazioni sono ancora più dannose. Oltre all'aumentata usura delle parti mobili, i cerchioni delle ruote e le curve delle rotaie soffrono particolarmente.

E' chiaro che il problema di ottenere un alto rendimento nei motori a grande velocità di un carrello di veicolo con lo scartamento di un metro, offre particolari difficoltà specialmente dovute all'esistenza di un comando misto a mezzo di ruota dentata e disco di frizione (1).

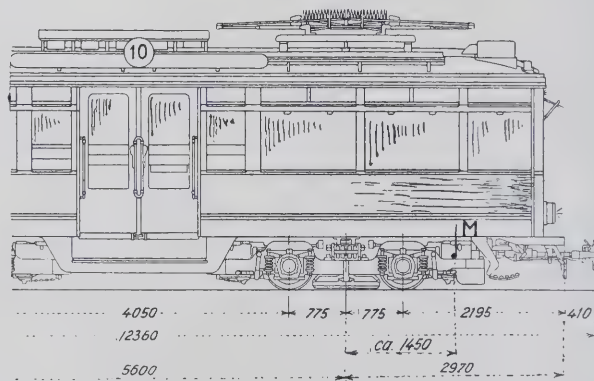
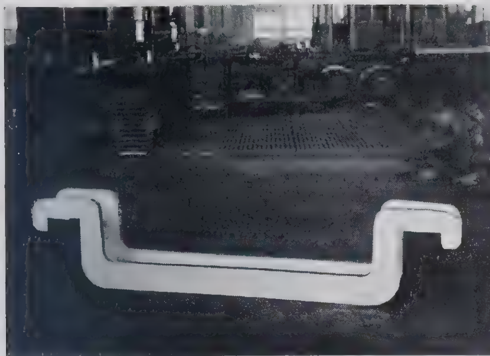
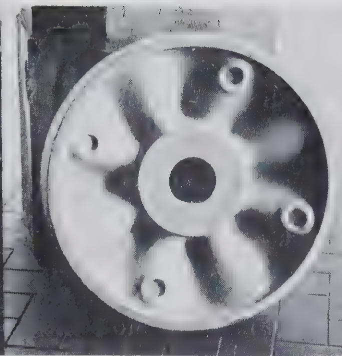


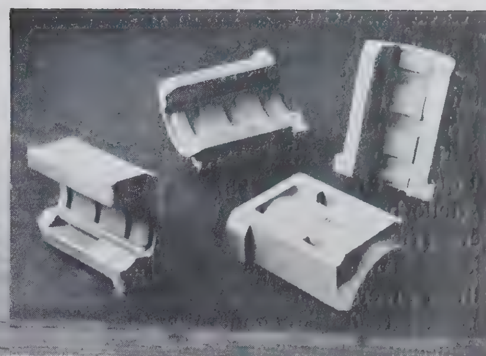
Fig. 1

(*) *Riprodotto dalla Rivista dell'Associazione Patronale delle Imprese Svizzere di trasporto, Aarau, Svizzera, fasc. N. 81 e 82 (maggio-agosto) 1937.*

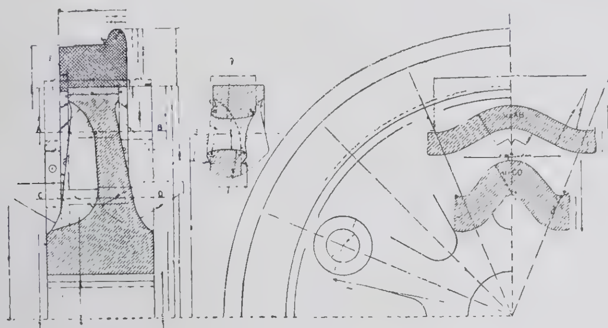
(1) I carrelli delle automotrici delle locomotive Visp-Zermatt sono derivati dalle automotrici più antiche della ferrovia Martigny-Châtelard.


Fig. 2


Fig. 3


Fig. 4

E' sempre preferibile, in ogni caso, aumentare la lunghezza dell'interasse anzichè avere masse troppo grandi sporgenti al di là di esso. La difficoltà può essere qualche volta superata anche con le cosidette sale guidabili; ci riferiamo a quanto è stato scritto in proposito in un articolo apparso nel 1934 nella rivista Schweizerische Bauzeitung (2).

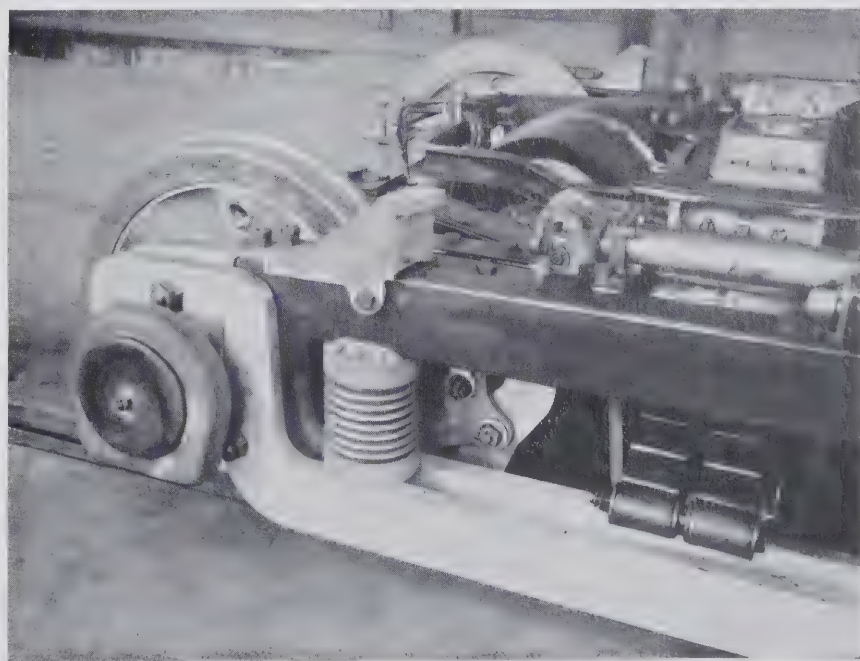

Fig. 5

Ritornando al problema della diminuzione del peso delle parti non sospese su molle, riportiamo a titolo d' esempio un caso particolarmente interessante che è stato già trattato nella letteratura tecnica (3) ed è stato riprodotto anche in questa Rivista e precisamente nel fascicolo N. 3 del 1936. Si tratta della nuova automotrice sperimentale N. 5000 in metallo leggero delle linee tranviarie di Milano. Nel fascicolo menzionato erano riprodotti nelle figg. 13 e 14 i carrelli dell'automotrice.

Le figure qui appresso mostrano una veduta parziale del carrello dell'automotrice (Nel frattempo le Officine dell'Azienda Tranviaria Municipale di Milano hanno creato un nuovo tipo di carrello applicato la prima volta alla vettura N. 5001 che si costruisce nelle Officine di Vado Ligure del Tecnomasio Italiano Brown-Boveri); si vedono anche il disco della ruota fuso in metallo leggero (figura 3) le barre equilibratrici fabbricate in Avional fucinato (fig. 2) ed infine i cuscinetti delle boccole isothermos anch'esso in metallo leggero (duralite) (fig. 4).

Nella fig. 6 si vedono, montate, altre parti in metallo leggero e precisamente: corpi di ruote, boccole, barre equilibratrici, sedi delle molle, timoneria del freno, cilindro del freno, perni di guida, arresti laterali, arresti sulla intelaiatura del carrello, ecc. Sono visibili inoltre le molle costruite con strati di gomma, alternati con strati intermedi di acciaio, e collocate fra l'intelaiatura del carrello e la barra curva del timone; sistemazione questa che non deve però considerarsi come definitiva e che viene quindi menzionata soltanto in sede informativa.

I dischi delle ruote nella loro forma particolare (figg. 3 e 5) hanno


Fig. 6

(2) Schweizerische Bauzeitung, Zurigo, vol. 103, n. 26, 30/6/34, p. 307-10.

(3) Vedi Gewichtsersparnis im Transportwese, Lucerna, fasc. 9-10, 1936, pag. 114-121.

dato da parecchi anni buoni risultati su varie reti di linee tranviarie (4). L'influenza del peso delle ruote sull'usura dei binari può essere eliminata rivestendo i cerchioni di caucciù; molti sono gli studi eseguiti anche su questo argomento (5). I cuscinetti delle boccole fusi in metallo leggero (fig. 6) e rivestiti di metallo bianco, hanno pure dato buoni risultati in diverse aziende e meritano di essere introdotti e generalizzati.

Facciamo notare come il peso di questi nuovi carrelli delle vetture tranviarie di Milano sia soltanto di 1,8 t e come questo peso sia notevolmente inferiore a quello di 2,75 t degli stessi carrelli fabbricati in serie. Vi è quindi una diminuzione di 950 kg e per ogni carrello pari al 34,5% e questo, nonostante che i motori, che funzionano a grandi velocità, richiedano una doppia trasmissione a ruota dentata.

Dato il notevole numero di grandi automotrici a carrello esistenti sulla rete di Milano, tenuto conto della loro relativa alta velocità di marcia e del grande potere d'accelerazione, considerando inoltre il discreto numero di curve a piccolo raggio che necessariamente si riscontrano in una grande città, i nuovi carrelli, che sono destinati per una serie di 50-100 nuove vetture, dovrebbero garentire una grande economia sulle spese di manutenzione.

AD. M. HUG, Ingegnere consulente

---

(4) Vedi Gewichtsesparnis in Transportwesen, Lucerna, fasc. 11-12, 1933, pag. 143-144.

(5) V. Verkerstechnik, Berlino, fasc. 3, 5/2/1937, p. 64-68; V. anche Le Génie Civil, Parigi, 7/3/1936 (autorai Dunlop-Fouga) « Le ruote esterne di guida dei carrelli delle automotrici a otto ruote».

Appello di S. E. il Maresciallo Badoglio per il perfezionamento della produzione con l'ausilio della ricerca scientifica

Nella sua alta veste di Presidente del Consiglio Nazionale delle ricerche, S. E. il Maresciallo Pietro Badoglio ha diramato il seguente fervido e preciso appello agli industriali d'Italia, affinchè curino il perfezionamento scientifico della loro tecnica produttiva.

L'Industria dell'alluminio, che ha sempre, fino dal suo nascere, tenuto come principio che la valorizzazione commerciale e industriale di un prodotto non si ottiene che attraverso il lavoro di ricerca e di laboratorio, nel portare alla conoscenza dei suoi Lettori l'appello di S. E. il Maresciallo Badoglio, non fa che confermarsi in questo suo principio informatore.

In questo ammirabile fiorire di iniziative e di opere, nel clima fervido creato dal Regime fascista, si sente più che mai vivo il bisogno di assicurare in tutti i settori della produzione, una assidua collaborazione da parte della ricerca scientifica.

Nessuna industria può durevolmente prosperare qualora rimanga cristallizzata su determinati metodi di lavorazione che possono essere ottimi in un dato momento, ma sono fatalmente destinati ad invecchiare attraverso l'incessante evoluzione della tecnica; nessuna attrezzatura può dare a lungo buoni frutti, quando non sia fiancheggiata ed assistita da un vigile pensiero scientifico.

Certo sarebbe ingenuo, e contrario a quello spirito di sano realismo voluto dal Duce, supporre, o anche peggio, pretendere che ogni piccola azienda industriale provvedesse a creare un proprio laboratorio di ricerca. Chi vive a contatto dell'industria sa benissimo le difficoltà quotidiane che occorre affrontare, e non può farsi illusione sulla possibilità di aggiungere a carico di aziende modeste un nuovo onere che — per condurre a qualche utile risultato — dovrebbe senza dubbio essere sensibile, comportando attrezzature adeguate e personale specializzato.

E' perciò che nel campo della piccola e media industria occorre necessariamente pensare a raggruppamenti interaziendali, od anche a laboratorii di categoria, nazionali o regionali, come in alcuni casi è stato già realizzato.

Ma vi è un'altra possibilità che desidero oggi segnalare agli industriali italiani: quella cioè, di rivolgersi in misura sempre più larga al Consiglio Nazionale delle Ricerche.

Questo Consiglio, che la legge definisce come il Supremo Consiglio scientifico-tecnico della Nazione, non ha soltanto le funzioni di un'alta consulenza per il Capo del Governo e per le Amministrazioni dello Stato, ma ha pure il compito di coordinare le attività nazionali nei vari rami della scienza e delle sue applicazioni, con particolare riguardo ai problemi che interessano l'autarchia e la difesa, promuovendo tutte le iniziative che possono contribuire ad assicurare il progresso tecnico dell'economia produttiva italiana.

Le parole che precedono non sono espressioni generiche, intese a chiarire o a commentare gli scopi del Consiglio, ma sono frasi fedelmente desunte dal testo stesso della legge.

In questo quadro rientra dunque in modo limpido e preciso l'assistenza scientifica all'industria.

E' perciò un vero e proprio invito che il Consiglio delle Ricerche porge oggi a tutte le forze produttive della Nazione, perchè si rivolgano ad esso con fiducia, avviando una collaborazione che non potrà non essere feconda di risultati concreti, così a vantaggio della tecnica che invoca un parere, o propone un problema da risolvere, come della scienza che è chiamata a corrispondervi.

Questi incontri fra la pratica e la teoria, questi contatti fra la realtà industriale contingente e lo spirito perenne della ricerca, hanno dato in ogni tempo fruttuosi e talvolta impreveduti resultati.

Il Consiglio delle Ricerche comprende nel proprio ambito un gran numero di studiosi autorevoli, e coordina nella propria organizzazione un gran numero di istituti e di laboratorii scientifici che svolgono le loro indagini nei più diversi settori, dalla ingegneria alla chimica, dalla radiotecnica alla fisica ed alla matematica applicata, dalla agricoltura alla biologia.

Il solo Comitato Nazionale per la Ingegneria si divide a sua volta in sei reparti, che presiedono rispettivamente alle ricerche nel campo delle costruzioni aeronautiche, civili, elettriche, idrauliche, meccaniche e navali. Una apposita Commissione Centrale provvede all'esame delle proposte di invenzioni, e incoraggia quelle ritenute meritevoli.

Il Consiglio è perciò l'organo meglio indicato per poter ravvisare per ciascun problema che gli venga sottoposto, quale sia la cellula dell'organismo scientifico nazionale preparata a risolverlo: dove, con la parola cellula, si allude insieme all'elemento umano ed a quello strumentale.

Già in passato si sono avuti alcuni casi di ricerche suggerite e richieste dall'ambiente industriale, e che il Consiglio ha promosso e sviluppato in laboratorii che difficilmente sarebbero venuti a diretto contatto con gli interessati. Da questo coordinamento sono scaturiti resultati utili, che potrebbero essere citati ad esempio. Altre volte, l'intervento del Consiglio è valso a chiarire situazioni intricate, facilitando intese ed accordi che non era stato prima possibile raggiungere, in mancanza di una base scientifica fondata, a cui riferirsi.

In taluni casi, infine, prendendo lo spunto da un bisogno segnalato dall'industria, il Consiglio ha addirittura provveduto a costituire dei centri permanenti di ricerca, appoggiandoli a laboratorii preesistenti — principalmente quelli universitari —, od anche creandoli *ex novo* con fisionomia autonoma.

Tale indirizzo deve essere oggi maggiormente sviluppato, oggi che il Consiglio è stato chiamato dal Duce in prima linea, nella battaglia per l' autarchia. Questa battaglia — non sarà superfluo ripeterlo ancora una volta — non si vince a colpi di bacchetta magica, ma con un lavoro diuturno in tutti i settori. Si volgano dunque con fiducia gli industriali italiani al Consiglio delle ricerche: essi non vi troveranno una mentalità burocratica o comunque teorizzante, ma una volontà appassionata di corrispondere ai bisogni reali del Paese, e di porre a disposizione dei produttori l'ausilio prezioso della ricerca scientifica.

Ufficio Consorziale d'informazioni riservate su Ditte estere

Costituito dall' Istituto Nazionale Fascista per il Comitato Estero, in unione alle Confederazioni Fasciste degli Agricoltori, dei Commercianti e degli Industriali *l'Ufficio Consorziale Informazioni* ha il compito di diffondere tra le ditte italiane l'uso di assumere frequentemente informazioni sulla propria clientela all'estero, in modo da ridurre il rischio delle loro operazioni commerciali.

L'Ufficio dispone di una vasta rete di corrispondenti anche nei più lontani Paesi, che consente una adeguata rapidità del servizio ed un controllo delle informazioni attraverso le fonti più varie.

La tariffa modicissima attualmente in vigore, improntata ai criteri di divulgazione che l' UCI persegue, dà la possibilità alle ditte nazionali di procurarsi le informazioni loro occorrenti con una spesa assolutamente minima.

In essa sono considerati abbonamenti di vario taglio ed anche informazioni isolate, per poter corrispondere a qualsiasi esigenza.

Per chiarimenti e per informazioni di prova, le ditte potranno rivolgersi direttamente all'Ufficio Consorziale d'Informazioni, presso l'ICE - Via Torino n. 107 - Roma.

L'assicurazione dei crediti derivati da esportazione

Come è noto è costituita in Roma, con la partecipazione dei maggiori Istituti di Assicurazione e delle principali Banche, la Società Italiana di Assicurazione Credito, cui il Governo, nell'intento di dare il maggiore appoggio alla esportazione, ha consentito — sin dall'ottobre 1932 — *l'intervento dello Stato nella riassicurazione del 70 per cento dei rischi.* Con R. D. L. 13 maggio 1937 n. 122, tale ausilio riassicurativo è stato prorogato al 31 dicembre 1938.

La Società emette, normalmente, *Polizze globali* sul totale degli affari trattati dall' assicurato nel corso della durata di assicurazione; eventualmente, in casi determinati, e sotto speciali condizioni, può dare copertura per determinati Paesi cui è diretta l'esportazione, ma sempre per tutta la clientela dei Paesi garantiti. La Polizza copre una determinata percentuale — non superiore al 75 per cento — della « perdita effettiva » incontrata dall'esportatore nel caso di « insolvenza definitiva » del suo debitore e, cioè di fallimento, liquidazione, concordato od altre situazioni equipollenti.

Le Ditte esportatrici vorranno considerare l'opportunità di approfittare del mezzo che è posto a loro disposizione per sviluppare le vendite a credito con quella tranquillità che deriva dal sapersi coperte da perdite che possono pregiudizievolmente incidere sulla loro attività.

Di recente, poi, la Società Italiana di Assicurazione Credito, nell'intento di favorire sempre più il commercio nazionale, ha deciso di ampliare la propria sfera di azione *offrendo agli esportatori anche la copertura dei crediti concessi per vendite effettuate in Italia.* In tal modo è *tutta* la clientela dell'esportatore — nazionale od estero — che viene garantita e *tutta* l'Azienda trova, attraverso l'assicurazione, la sua sicurezza economica.

Le ditte interessate potranno rivolgersi per informazioni direttamente alla *Società Italiana di Assicurazione Credito*, che ha sede a Roma, Piazza San Bernardo, 101 ed a Milano, Via Carlo Cattaneo, 2.

La XXII Fiera Campionaria Svizzera a Basilea

« Dal 26 marzo al 5 aprile p. v. avrà luogo a Basilea la XXII^{a} Fiera Campionaria Svizzera che in una sintesi bene ordinata darà una visione esatta della produzione svizzera.

La Fiera comprende 21 gruppi regolari oltre a numerose mostre speciali fra cui la Fiera delle Macchine-utensili, la Mostra dell'Orologeria, il Salone della Moda. Altri gruppi che attireranno vivamente l'attenzione dei visitatori sono quelli dell'industria elettrica, meccanica e tessile. Non sono queste che alcune indicazioni, poichè tutti i gruppi della Fiera presentano prodotti e specialità di grande interesse per gli stranieri.

Per questa Manifestazione sono state concesse importanti riduzioni ferroviarie ».

TABELLE STATISTICHE

ITALIA - Produzione di alluminio greggio

(Secondo le rilevazioni della Associazione fra gli Industriali Metallurgici)

Periodo	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938
	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.
Gennaio	375.454	349.883	681.031	756.258	702.524	381.198	1.126.541	690.180	1.745.276
Febbraio	277.766	290.777	596.807	456.737	532.817	319.772	898.107	650.729	1.519.969
Marzo	336.468	506.975	632.959	577.644	790.979	516.340	1.091.810	903.999	
Totale 1º Trimestre	989.688	1.147.635	1.910.797	1.790.639	2.026.320	1.217.310	3.116.458	2.244.908	
Aprile	647.717	875.018	852.289	941.293	1.197.038	883.161	1.333.899	1.348.703	
Maggio	901.535	1.204.912	1.316.499	1.117.317	1.536.232	1.407.070	1.663.811	1.989.731	
Giugno	893.824	1.424.531	1.441.481	921.108	1.526.157	1.467.966	1.647.226	2.365.482	
Totale 2º Trimestre	2.443.076	3.504.461	3.610.269	2.979.718	4.259.427	3.708.197	4.644.936	5.703.916	
Totale 1º Semestre	*3.432.764*	*4.652.096*	*5.521.066*	*4.770.357*	*6.285.747*	*4.925.507*	*7.761.394*	*7.948.824*	
Luglio	903.005	1.285.743	1.534.545	964.113	1.562.330	1.596.595	1.736.567	2.605.868	
Agosto	910.535	1.127.774	1.513.664	1.381.219	1.523.603	1.562.623	1.737.102	2.678.256	
Settembre	805.094	1.140.230	1.413.218	1.228.628	1.437.984	1.493.135	1.610.428	2.527.290	
Totale 3º Trimestre	2.618.634	3.553.747	4.461.427	3.573.960	4.523.917	4.652.353	5.084.097	7.811.414	
Totale Gennaio-Settembre	*6.051.398*	*7.205.843*	*9.982.493*	*8.344.317*	*10.809.664*	*9.577.860*	*12.845.491*	*15.760.238*	
Ottobre	825.994	910.795	1.464.268	1.368.473	866.946	1.450.002	1.393.428	2.642.679	
Novembre	635.149	1.038.655	1.269.569	1.297.352	655.794	1.492.533	940.723	2.467.484	
Dicembre	486.669	952.464	697.216	1.062.072	513.658	1.256.443	694.391	2.077.527	
Totale 4º Trimestre	1.947.812	2.901.914	3.431.053	3.727.897	2.036.398	4.198.978	3.028.542	7.187.690	
Totale Annuale	*7.999.210*	*11.107.757*	*13.413.546*	*12.072.214*	*12.846.062*	*13.776.838*	*15.874.033*	*22.947.928*	

ITALIA - Importazione ed esportazione di alluminio e sue leghe

(dati desunti dalla "Statistica del Commercio Speciale di Imp. e di Esp.,, del Ministero delle Finanze)

PRODOTTI	IMPORTAZIONE Quintali				ESPORTAZIONE Quintali			
	1º bimestre 1938	1º bimestre 1937	Anno 1937	Anno 1936	1º bimestre 1938	1º bimestre 1937	Anno 1937	Anno 1936
Rottami	91	144	1.304	120	—	—	—	...
Lingotti	2.854	—	33.663	3.126	—	—	...	701
Getti	1	71	353	731	—	1	20	15
Barre, verghe, spranghe	14	8	97	263	8	2	12	6
Fogli, lamiere	53	48	509	3.836	35	9	390	34
Fili	—	1	3	117	—	4	13	3
Corde, cavi	...	—	—	...	—	—	11	64
Tubi	—	3	41	91	1	2	11	...
Polvere	—	10	11	1	1	—	5	13
Tubetti per colori, profumi, ecc.	1	—	46	5	—	—	106	19
Lavori non nominati per uso industriale	108	81	678	462	568	3	676	117
Lavori non nominati: altri	56	34	319	246	486	444	2.280	1.138

RECENSIONI

JOSEPH MALET - **La Métallographie en Couleurs appliquée à l'examen microscopique des métaux ferreux** *(La metallografia a colori applicata all'esame microscopico dei metalli ferrosi* - Opuscolo in 16° (cm. 13,5×21) di pp. VI-56, con 15 figure nel testo e 5 fotogrammi a colori fuori testo. Edit. Dunod, Paris (1938).

Avverte l'A., nella sua prefazione, come, per quanto esistano numerosi ed eccellenti trattati di metallografia, manchi generalmente in essi una trattazione accurata dei procedimenti che permettono il riconoscimento dei diversi costituenti strutturali di una lega attraverso le diverse colorazioni ch'essi assumono per opera dell'attacco esercitato da reagenti chimici o dal altri opportuni mezzi.

In generale, la metallografia in colori si effettua in modi sostanzialmente diversi: il primo di esso si vale di un leggero riscaldamento di una placchetta del metallo in esame; il secondo si vale invece dell'azione di reattivi coloranti, coagenti o meno col calore.

Nell'opuscolo che presentiamo sono descritti principalmente i metodi di colorazione dovuti ad attacco chimico. Il principio di questo nuovo metodo operatorio e la preparazione semplice dei reattivi sono stati oggetto da parte dell'autore, di una comunicazione che Henry le Chatelier ha trasmesso alla Accademia delle Scienze di Parigi.

Il volumetto che vede ora la luce si deve anzi principalmente all'interessamento ed ai consigli dell'illustre Scienziato da poco tempo scomparso.

Non si tratta quindi di un vero e proprio trattato, anche se di mole ridotta, ma piuttosto di una monografia intesa ad illustrare i risultati ottenuti dall'A. in una serie di prove.

Nelle sue conclusioni questi afferma che la metallografia a colori rappresenta un mezzo di osservazione assai utile che facilita la distinzione fra un costituente e l'altro.

Il metodo permette anche di segnalare i difetti fisici connessi alla fabbricazione dei materiali ferrosi, come per esempio, le cavità, le fessurazioni, le soffiature, le inclusioni solide, ecc.

I clichés a colori che ornano il volume sono ottenuti da lastre autocrome Lumiére.

C. PANSERI.

G. DUPONT - **Cours de Chimie Industrielle** *(Corso di Chimica Industriale)*. Vol. V - **Industries Organiques** *(suite)*. - Un volume in 8° (cm. 16×25) di pp. 280 con 18 figure nel testo. Ed. Gauthiers-Villars, Paris (1938).

E' questo che presentiamo il quinto ed ultimo volume del corso di chimica industriale del Prof. G. Dupont della Facoltà di Scienze dell'Università di Parigi.

I nostri lettori hanno già avuto notizia dei primi volumi apparsi di quest'opera attraverso la nostra rubrica.

Questo quinto volume è diviso in 5 capitoli che trattano rispettivamente delle materie coloranti e dei tannini, dei prodotti farmaceutici, degli olii essenziali, dei profumi, delle resine, trementine e caucciù, delle pitture e vernici e finalmente dei prodotti fotografici.

Quest'ultimo capitolo può interessare particolarmente i nostri lettori per le applicazioni metallografiche.

Esso è diviso in varie parti delle quali la prima si riferisce alla preparazione delle superfici sensibili negative, la seconda allo sviluppo ed al fissaggio della immagine negativa, la terza alle superfici sensibili positive ed ai relativi metodi di fissaggio e sviluppo delle immagini positive.

Una breve trattazione è riservata alla fotografia a colori che tratta in modo particolare del processo classico francese della lastra autocroma Lumiére.

Brevissimi accenni sono anche dati relativamente a metodi di fotografia a colori basati su principi diversi da quello escogitato dai Lumiére.

C. PANSERI.

——— **Gmelins Handbuch der anorganische Chemie** *(Manuale Gmelins della Chimica inorganica)*. Magnesium Legierungen Patentsammlung. A cura di A. Grützner G. Apel e C. Götze - Un volume in 8° (cm. 18×26) di pagine 192. - Ed. Verlag Chemie G. m. b. H. Berlin (1937), R.M. 15.

Come è stato fatto per l'alluminio [cfr. questa Rivista V - pg. 109 (1936)] tutti i brevetti relativi al magnesio apparsi fra il 1909 e il dicembre 1936, sono ordinati accuratamente nelle colonne di questo libro. E' interessante — anche dal puro punto di vista della curiosità — una scorsa attraverso la fantasia inventiva che si è sbizzarrita in questo campo. Vi troviamo leghe a base di magnesio contenenti As-Cd-Cu-Mn-Ni-Sn, altre con Co-Cr-Mo-Pb-Sn-Th-Ti-Tl-Zn (brevetto francese 759.433 del 1933) e via di questo passo.

Il volume sarà apprezzatissimo, oltre che dai ricercatori, dai tecnici dei brevetti, dagli uffici tecnico-legali e simili. Lo scrupolo e la serietà che ne hanno evidentemente e costantemente accompagnata la compilazione meritano il più alto elogio.

C. PANSERI.

P. LITHERLAND TEED - **Duralumin and its Heat-Treatment** *(Il duralluminio ed il suo trattamento termico)*. - Un volume in 8° (cm 16×23), di pp. IX-116, con 20 figure e LXI tabelle nel testo, rilegato in pura tela. - Ed. Charles Griffin & Company Ltd, London (1937).

Il volumetto di P. L. Teed, « scarso di pagine ma di laboriosa e paziente preparazione » è stato scritto da un metallografo non per i metallografi ma piuttosto per gl'ingegneri che debbono possedere, per necessità di lavoro, una certa dimestichezza con il duralluminio; lega questa oramai entrata nella pratica corrente delle costruzioni aeronautiche la conoscenza della quale è indispensabile per la risoluzione dei problemi di alleggerimento.

Il volumetto è diviso in dodici capitoli, compresa una breve introduzione storica, del resto assai schematica. Il secondo capitolo discute la preparazione della lega e le sue caratteristiche allo stato di getto; il terzo capitolo è dedicato ad una superficiale discussione sull'effetto dei vari costituenti od impurità (Cu, Si, Mg, Mn, Fe). Le opinioni emerse a questo proposito sono dovute principalmente ad autori inglesi come Gayler e Preston e, per il manganese, Robinson; il quale ultimo ammette che questo elemento, pur non intervenendo menomamente nel meccanismo di solubilizzazione e di precipitazione, eserciti una importante azione inibitrice agli effetti dello scorrimento plastico e, per questo motivo, costituisca un mezzo importante di miglioramento del limite di snervamento.

Il quarto capitolo è dedicato alle teorie dell'invecchiamento e contiene, fra l'altro, alcune interessanti estensioni della teoria esposta da Jenkins e Bucknall a proposito di leghe a base di rame, contenenti nichel e silicio nel rapporto atomico di 2 a 1.

Sono anche riportate alcune esperienze dell'A. Il capitolo quinto è dedicato al trattamento termico in generale, al suo scopo ed alle caratteristiche del materiale che ne derivano. Da notare che l'A. indica con il termine « *normalising* » l'operazione consistente nel portare in soluzione solida i costituenti attivi mediante bru-

sco raffreddamento (tempra) da una temperatura prossima al *solidus*, e nella successiva maturazione a temperatura ambiente.

Il sesto ed il settimo capitolo trattano, per ordine, della ricottura del duralluminio e delle proprietà che questo assume in seguito a questo trattamento. Questi capitoli contengono taluni interessanti dati, frutto di personale esperienza dell'A.

L' A. trova fra l'altro che la temperatura di ricottura più indicata, agli effetti della plasticità conseguente, è compresa fra 370 e 390°, ove le istruzioni dell'Air Ministry pongono quet'*optimum* fra 360 e 400°.

Il capitolo ottavo si occupa della « normalizzazione » nel significato che l'A. annette a questa parola. Sembra che la temperatura di 490° sia ritenuta dall'A. come la più corretta. L'A. ammette anche la equivalenza fra la tempra in olio e quella in acqua; osserva che la tempra in olio non deve essere condotta sui pezzi preriscaldati in bagno di sale, a scanso di esplosioni o di incendi.

Il capitolo IX raccoglie alcune osservazioni sull'invecchiamento a temperatura normale ed a temperatura elevata.

I capitoli X e XI trattano di questioni di minor momento, come dell'influenza della temperatura di cottura delle vernici e smalti, ecc.

Per quanto privo di pretese e presentato con encomiabile semplicità, il volumetto di P. L. Teed appare pieno di interesse per il tecnico; ed anche per il metallografo, sebbene la parte metallografica sia stata, forse volutamente, piuttosto trascurata.

C. Panseri.

Gaetano Castelfranchi - **Fisica Moderna - Visione sintetica della Fisica d'oggi**. Quinta edizione rinnovata. - Un volume in 8°-grande (cm. 18×25,5) di pp. XI-720, con 218 figure e 4 tavole fuori testo. - Editore Ulrico Hoepli, Milano 1938-XVI (L. 80).

Abbiamo già avuta occasione di presentare ai nostri lettori il ponderoso trattato di G. Castelfranchi, in occasione della sua quarta edizione.

Rimandiamo perciò chi volesse conoscere il nostro punto di vista su questo lodevole trattato, al volume III° (pg. 306; settembre-ottobre 1934) di questa Rivista.

Notiamo solo occasionalmente come, in questa quinta edizione, l'A. abbia pensato di completare molti argomenti che per i quattro anni trascorsi apparivano invecchiati o meno rispondenti alle nuove vedute dell'alta fisica. Un nuovo capitolo è anche stato aggiunto relativamente alla costituzione del nucleo atomico, e molte nuove illustrazioni sono venute ad arricchire la già doviziosa documentazione iconografica.

E' da augurarsi che le nuove future edizioni di questo libro si ripetano a brevi intervalli in modo che quel suo titolo di « Fisica Moderna » conservi sempre una rispondenza piena con il contenuto e che, anche in seguito, alla fortuna editoriale dell'opera corrisponda quell'accurato aggiornamento della materia, tanto più utile quanto più vivo è il lavorìo dei recercatori e quanto più superabili sono i risultati delle loro investigazioni, in questo campo.

C. Panseri.

NORME, CAPITOLATI E SPECIFICAZIONI

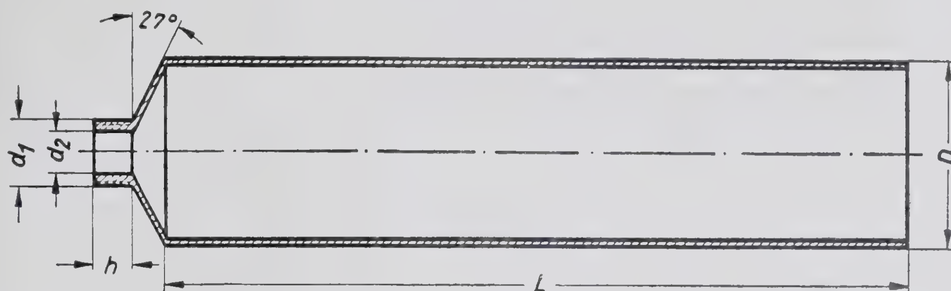
Maggio 1937

Tubetti Deformabili

Alluminio

DIN 5061

Misure in mm



Indicazione per un tubetto deformabile avente il diametro esterno D = 25 mm e la lunghezza L = 130 mm . . . 1):

TUBETTO 25 × 130 DIN 5061 . . . 1)

Mantello: Diametro esterno × lunghezza D × L	Testa: Filettatura d_1	Testa: Altez. filetti h	Testa: Foro d_2	Capacità (2) cm³ (circa)
13.5 × 52	M 7	5	3.5	7.5
13.5 × 75 4)	M 7	5	3.5	10.5
13.5 × 100 3) 4)	M 7	5	3.5	14.5
16 × 90	M 7	5	3.5	18
16 × 100	M 7	5	3.5	20
16 × 110	M 7	5	3.5	22
16 × 120	M 7	5	3.5	24
19 × 83	M 9	5	5.5	23.5
19 × 100 3) 4)	M 9	5	5.5	28.5
19 × 110	M 9	5	5.5	31
19 × 120 4)	M 9	5	5.5	34
22 × 100	M 9	5	5.5	38
22 × 120	M 9	5	5.5	45.5
22 × 140	M 9	5	5.5	53
25 × 100	M 9	5	5.5	49
25 × 120	M 9	5	5.5	59
25 × 130 4)	M 9	5	5.5	64
25 × 145 3) 4)	M 9	5	5.5	71
27 × 200	M 9	5	5.5	114.5
30 × 125	M 11	5	7	88.5
30 × 145 3)	M 11	5	7	102.5
30 × 175	M 11	5	7	123.5
30 × 200	M 11	5	7	141.5
35 × 180	M 11	5	7	173
40 × 200	M 15 × 1.5	6	10	215.5
45 × 230	M 15 × 1.5	6	10	366
50 × 250	M 15 × 1.5	6	10	491
60 × 260	M 15 × 1.5	6	10	735

1) Se l'esecuzione viene richiesta in forma speciale (cfr. Note 3 e 4), ciò deve essere indicato nell'ordinazione.
2) Calcolato con la formula $1/4\ \pi\ D^2 L$.
3) Questi tubetti vengono forniti anche per adesivi (con filettatura e testa allungata).
4) Questi tubetti vengono forniti anche per iniezioni (con filettatura e punta).

Filettatura M 7, M 9 ed M 11 secondo DIN 13 e 14, tolleranza grossolana secondo DIN 13 e 14, allegato 4, M 15 × 1,5 secondo DIN 516, tolleranza corrispondente ad M 10 secondo DIN 13 e 14, allegato 3, grado di precisione: grossolano.

Materiale: Alluminio.

Cappello per tubetti, alluminio, vedi DIN 5062.

Tubetti, piombo, piombo stagnato, stagno, vedi DIN 5063.

Associazione Fabbricanti Tubetti.

Aprile 1937

Laminati di leghe di alluminio

LAMIERE

Aeronautica

DIN L 23

Misure in mm

Indicazione per lamiera di 1,2 mm di spessore, larghezza di fabbricazione di circa 750 mm, in lunghezza di fabbricazione di 3116.5:

Lamiera 1,2 × circa 750 in lunghezza di fabbricazione DIN L 23 di 3116.5

Indicazione per lamiera di 1,2 mm di spessore, di larghezza fissa di 700 mm e di una lunghezza fissa di 3116.5:

Lamiera 1,2 × 700 × 2000 DIN L 23 di 3116.5

	Spessore nominale	Tolleranze dimensionali sullo spessore – per larghezza in mm: fino 300	oltre 300 fino 350	oltre 350 fino 400	oltre 400 fino 500	oltre 500 fino 600	oltre 600 fino 750	oltre 750 fino 1000	oltre 1000 fino 1250	oltre 1250 fino 1500	Peso Kg/m² ~ calcolato con: 2,6 kg/dm³	2,7 kg/dm³	2,8 kg/dm³
Spessore	0,3					+ 0,06 — 0,03	+ 0,08 — 0,04	+ 0,08 — 0,04			0,780	0,810	0,840
	0,4					+ 0,06 — 0,03	+ 0,08 — 0,04	+ 0,08 — 0,04			1,04	1,08	1,12
	0,5					+ 0,06 — 0,03	+ 0,08 — 0,04	+ 0,08 — 0,04	+ 0,12 — 0,06	+ 0,14 — 0,06	1,30	1,35	1,40
	0,6					+ 0,06 — 0,03	+ 0,08 — 0,04	+ 0,08 — 0,04	+ 0,12 — 0,06	+ 0,14 — 0,06	1,56	1,62	1,68
	0,8					+ 0,06 — 0,03	+ 0,08 — 0,04	+ 0,08 — 0,04	+ 0,12 — 0,06	+ 0,14 — 0,06	2,08	2,16	2,24
	1	vedi DIN L 25 2)				+ 0,06 — 0,04	+ 0,08 — 0,04	+ 0,08 — 0,04	+ 0,12 — 0,06	+ 0,14 — 0,06	2,60	2,70	2,80
	1,2					+ 0,06 — 0,04	+ 0,08 — 0,04	+ 0,08 — 0,04	+ 0,12 — 0,06	+ 0,16 — 0,08	3,12	3,24	3,36
	(1,4)					+ 0,06 — 0,04	+ 0,08 — 0,04	+ 0,08 — 0,04			3,64	3,78	3,92
	1,5					+ 0,06 — 0,04	+ 0,08 — 0‘04	+ 0,08 — 0,04	+ 0,12 — 0,06	+ 0,16 — 0,08	3,90	4,05	4,20
	(1,6)					+ 0,06 — 0,94	+ 0,08 — 0,04	+ 0,08 — 0,04			4,16	4,32	4,48
	1,8					+ 0,06 — 0,04	+ 0,08 — 0,04	+ 0,10 — 0,05	+ 0,14 — 0,06	+ 0,16 — 0,08	4,68	4,86	5,04
	2					± 0,06	± 0,08	± 0,10	± 0,12	± 0,15	5,20	5,40	5,60
	2,5					± 0,06	± 0,08	± 0,10			6,50	6,75	7,00
	3					± 0,07	± 0,09	± 0,12			7,80	8,10	8,40
	3,5	± 0,04	± 0,04	± 0,06	± 0,07	± 0,09	± 0,11	± 0,14			9,10	9,45	9,80
	4	± 0,04	± 0,04	± 0,06	± 0,07	± 0,09	± 0,11	± 0,14			10,4	10,8	11,2
	(4,5)	± 0,05	± 0,05	± 0,07	± 0,09	± 0,11	± 0,13	± 0,16			11,7	12,2	12,6
	5	± 0,05	± 0,05	± 0,07	± 0,09	± 0,11	± 0,13	± 0,16			13,0	13,5	14,0
	6	± 0,07	± 0,07	± 0,09	± 0,11	± 0,13	± 0,15	± 0,18			15,6	16,2	16,8
	8	± 0,11	± 0,13	± 0,15	± 0,18						20,8	21,6	22,4
	10	± 0,13	± 0,15	± 0,18	± 0,24						26,0	27,0	28,0
	12	± 0,15	± 0,18	± 0,24	± 0,3						31,2	32,4	33,6
	15	± 0,18	± 0,24	± 0,3	± 0,3						39,0	40,5	42,0
	20	± 0,3									52,0	54,0	56,0
	25	± 0,4									65,0	67,5	70,0
	30	± 0,5									78,0	81,0	84,0
Larghez.	Larghezza di fabbricazione	+ 10 — 30	+ 10 — 30	+ 10 — 30	+ 10 — 30	+ 10 — 30	+ 15 — 40	+ 20 — 50	+ 30 — 60	+ 40 — 80			
	Larghez. fissa 1)	+ 5 mm											
Lunghez.	Larg. di fabbricazione come convenuto	± 10 %											
	Lunghezza fissa	+ 10 mm											

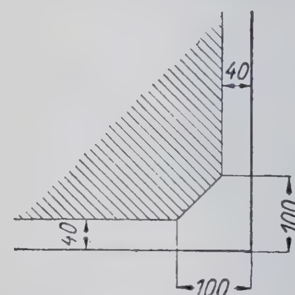
Misure preferenziali nella tabella: fino a 6 mm di spessore 1000 mm × 2000 mm.

Sono da evitare possibilmente i valori posti fra parentesi.

1) Le larghezze fisse sono da arrotondare possibilmente a 50 mm.

Materiale ed esecuzione (*):

Lega	Spessore 0,3 A 0,5		0.6 A 3		3,5 A 6		8 A 30	
Al-Cu-Mg	3115.5 3125.5	3116.5 3126.5	3115.5 3125.5	3116.5 3126.5	3115.5 3125.5	3126.5	3115.4 3125.4	3126.4
Al-Mg	3303.2 3305.2 3310.2 3315.2	3303.7 3305.7 3310.7 3315.7	3303.2 3305.2 3310.2 3315.2	3303.7 3305.7 3310.7 3315.7	3303.2 3305.2 3310.2 3315.2	3303.7 3305.7 3310.7 3315.7	3303.2 3305.2 3310.2 3315.2	3303.7 3305.7 3310.7 8315.5
Al-Mg-Si	3355.1 3355.6	3355.5	3355.1 3355.6	3355.5	3355.1 3355.6	3355.5	3355.1 3355.6	3355.5



Fornitura: Lamiere raddrizzate e imballate in gabbie o casse; in rotoli soltanto se espressamente convenuto.

Rilevamento degli spessori: I punti di misurazione debbono trovarsi entro l'area tratteggiata nella figura.

Condizioni tecniche di fornitura: secondo DIN . . . .

2) *Al di sotto dello spessore* 3.5 *per larghezze fino a* 500 *mm* valgono le norme per nastri secondo DIN L 25.

(*) In base ai dati del « Fliegwerkstoff-Handbuch ».

Comitato di Normalizzazione per Aeronautica.

Aprile 1937

Laminati di leghe di alluminio

NASTRI

Aeronautica

DIN L 25

Misure in mm

Indicazione per nastro di 1,2 mm di spessore, larghezza di fabbricazione di circa 500 mm, in lunghezza di fabbricazione di 3116.5 mm:

NASTRO 1,2 × circa 500, in lunghezza di fabbricazione DIN L 25 di 3116.5

Indicazione per lamiera in forma di nastro, di 1,2 mm di spessore, di larghezza fissa di 450 mm e lunghezza fissa di 3116.5:

NASTRO 1,2 × 450 × 5000 DIN L 25 di 3116.5.

Spessore						Larghezza		Lunghezza		Peso kg/m² ~		
Nominale	Tolleranze ammissibili per larghezza					Larghezza di fabbricazione	Larghezza fissa [1])	Lunghezza di fabbricazione	Lunghezza fissa	Calcolato con		
	fino 350	oltre 350 fino 400	oltre 400 fino 500	oltre 500 fino 600	oltre 600 fino 700					2.6	2.7 kg/dm³	2.8
0.2	± 0.02	± 0.03	± 0.03			Toll. ammiss. ± 5	Toll. ammiss. ± 1	almeno 7500 [2])	Toll. ammiss. ± 10	0.520	0.540	0.560
0.3	± 0.02	± 0.03	± 0.03	+ 0.06 − 0.03						0.780	0.810	0.840
0.4	± 0.02	± 0.03	± 0.03	+ 0.06 − 0.03						1.04	1.08	1.12
0.5	± 0.02	± 0.03	± 0.03	+ 0.06 − 0.03						1.30	1.35	1.40
0.6	± 0.02	± 0.03	± 0.03	+ 0.06 − 0.03	+ 0.08 − 0.04					1.56	1.62	1.68
0.8	± 0.02	± 0.03	± 0.03	+ 0.06 − 0.03	+ 0.08 − 0.04					2.08	2.16	2.24
1	± 0.03	+ 0.06 − 0.03	+ 0.06 − 0.04	+ 0.06 − 0.04	+ 0.08 − 0.04					2.60	2.70	2.80
1.2	± 0.03	+ 0.06 − 0.03	+ 0.06 − 0.04	+ 0.06 − 0.04	+ 0.08 − 0.04			almeno 4000		3.12	3.24	3.36
(1.4)	± 0.03	+ 0.06 − 0.03	+ 0.06 − 0.04	+ 0.06 − 0.04	+ 0.08 − 0.04					3.64	3.78	3.92
1.5	± 0.03	+ 0.06 − 0.03	+ 0.06 − 0.04	+ 0.06 − 0.04	+ 0.08 − 0.04					3.90	4.05	4.20
(1.6)	± 0.03	+ 0.06 − 0.03	+ 0.06 − 0.04	+ 0.06 − 0.04						4.16	4.32	4.48
1.8	± 0.03	+ 0.06 − 0.03	+ 0.06 − 0.04	+ 0.06 − 0.04						4.68	4.86	5.04
2	± 0.03	± 0.05	± 0.05				Toll. ammiss. ± 5			5.20	5.40	5.60
2.5	± 0.03	± 0.05	± 0.05							6.50	6.75	7.00
3	± 0.04	± 0.06	± 0.06							7.80	8.10	8.40

Sono possibilmente da evitare i valori posti fra parentesi.

1) Le larghezze fisse sono da arrotondare possibilmente a 50 mm.

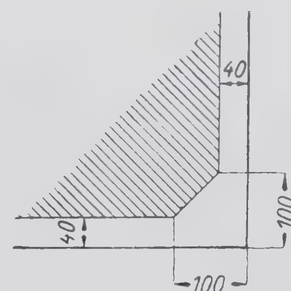
2) Fino al 10% della quantità fornita possono essere aggiunti alla fornitura nastri aventi una lunghezza di fabbricazione inferiore a 4000 mm.

Materiale ed esecuzione (*):

Lega	Spessore 0.2 a 0.5		Spessore 0.6 a 3	
Al-Cu-Mg	3115.5 3116.5 3125.5 3126.5		3115.5 3116.5 3125.5 3126.5	
Al-Mg	3303.2 3305.2 3310.2 3315.2	3303.7 3305.7 3310.7 3315.7	3303.2 3305.2 3310.2 3315.2	3303.7 3305.7 3310.7 3315.7
Al-Mg-Si	3355.1 3355.6	3355.5	3355.1 3355.6	3355.5

Fornitura: in rotoli
in nastri tagliati raddrizzati, imballati in gabbie o casse soltanto se convenuto.

Rilevamento degli spessori: I punti di misurazione debbono trovarsi entro l'area tratteggiata nella figura. Per nastri aventi larghezza inferiore a 350 mm, la tolleranza ammissibile vale per tutta la larghezza.



Condizioni tecniche di fornitura: secondo DIN . . .

Lastre vedi DIN L 23.

(*) in base ai dati del « Fliegwerkstoff-Handbuch ».

Comitato di Normalizzazione per Aeronautica.

Maggio 1937

Barre tonde di Alluminio e di leghe di Alluminio
trafilate

DIN 1798

Misure in mm

Indicazione per una barra tonda, trafilata, diametro di 12,5 mm di . . . 1) di almeno . . . 2) kg/mm² di resistenza alla trazione:

TONDO 12,5 DIN 1798 . . . 1) F . . . 2)

oppure

ϕ 12,5 DIN 1798 . . . 1) F . . . 2)

Diametro	Tolleranza ammissibile serie ISA h 11	Sezione mm²	Peso 3) kg/mm ≈
1	— 0.060	0.785	0.00212
1.2		1.131	0.00305
1.5		1.767	0.00477
1.8		2.545	0.00687
2		3.142	0.00848
2.1		3.464	0.00935
2.2		3.801	0.0103
2.3		4.155	0.0112
2.4		4.524	0.0122
2.5		4.909	0.0133
2.6		5.309	0.0143
2.7		5.726	0.0155
2.8		6.158	0.0166
2.9		6.605	0.0178
3		7.069	0.0191
3.2	— 0.075	8.042	0.0217
3.5		9.621	0.0260
3.8		11.34	0.0306
4		12.57	0.0339
4.2		13.85	0.0374
4.5		15.90	0.0429
4.8		18.10	0.0489
5		19.63	0.0530
5.5		23.76	0.0641
6		28.27	0.0763
6.5	— 0.090	33.18	0.0896
7		38.48	0.104
7.5		44.18	0.119
8		50.27	0.136

Diametro	Tolleranza ammissibile serie ISA h 11	Sezione mm²	Peso 3) kg/mm ≈
8.5	— 0.090	56.75	0.153
9		63.62	0.172
9.5		70.88	0.191
10		78.54	0.212
10.5	— 0.110	86.59	0.234
11		95.03	0.257
11.5		103.9	0.280
12		113.1	0.305
12.5		122.7	0.331
12.6 (1/2")		124.7	0.337
13		132.7	0.358
13.5		143.1	0.386
14		153.9	0.416
14.5		165.1	0.446
15		176.7	0.477
15.5		188.7	0.509
15.8 (5/8")		196.1	0.529
16		201.1	0.543
16.5		213.8	0.577
17		227.0	0.613
17.5		240.5	0.649
18		254.5	0.687
19 (3/4")	— 0.130	282.5	0.766
20		314.2	0.848
21		346.4	0.935
22		380.1	1.03
22.1 (7/8")		383.6	1.04
23		415.5	1.12
24		452.4	1.22

Diametro	Tolleranza ammissibile Serie ISA h 11	Sezione mm²	Peso 3) kg/mm ≈
25	— 0.130	490.9	1.33
25.3 (1")		502.7	1.36
26		530.9	1.43
27		572.6	1.55
28		615.8	1.66
28.5 (1 1/8")		637.9	1.72
29		660.5	1.78
30		706.9	1.91
31.7 (1 1/4")	— 0.160	789.2	2.13
32		804.2	2.17
33		855.3	2.31
34		907.9	2.45
34.8 (1 3/8")		951.1	2.57
35		962.1	2.60
36		1018	2.75
38 (1 1/2")		1134	3.06
39		1195	3.23
40		1257	3.39
41.2 (1 5/8")		1333	3.60
42		1385	3.74
44.3 (1 3/4")		1541	4.16
45		1590	4.29
47.5 (1 7/8")		1772	4.78
48		1810	4.89
50		1963	5.30
50.7 (2")	— 0.190	2019	5.45
52		2124	5.73
55		2376	6.41
56		2463	6.65

Per misure intermedie valgono, come deviazioni ammissibili, i valori della serie ISA h 11.
Per valori superiori a 56 mm sono da preferirsi i seguenti diametri:

Diametro	Tolleranza ammissibile serie ISA h 12	Diametro	Tolleranza ammissibile serie ISA h 12
60	— 0.30	80	— 0.30
62		85	— 0.35
65		90	
70		95	
75		100	

L' eccentricità non deve superare la metà delle tolleranze indicate.

1) Materiale (indicare all'atto della ordinazione): Alluminio puro secondo DIN 1712
Leghe di alluminio secondo DIN 1713.

2) Stato (resistenza alla trazione minima) indicare all'atto della ordinazione:
per alluminio puro secondo DIN . . .
per leghe di alluminio secondo DIN . . .

3) Calcolato con 2,7 kg/dm³; per 2,8 kg/dm³ da moltiplicare per 1,037.

Fornitura: in barre di almeno 2 m di lunghezza.
Condizioni tecniche di fornitura vedi DIN . . .

Comitato di Normalizzazione per i semilavorati di metalli non ferrosi.

Giugno 1937

Barre quadre di alluminio e di leghe di alluminio
trafilate a spigoli vivi

DIN 1796

Misure in mm

Indicazione per una barra quadra, trafilata a spigoli vivi, con lato di 22 mm, in . . . . 1), di almeno . . . . 2) kg/mm² di resistenza alla trazione:

QUADRO 22 DIN 1796 . . . . 1) F . . . . 2)
oppure
□ DIN 1796 . . . 1) F . . . 2)

Lato	Tolleranza ammissibile serie ISA h 11	Peso [3]) kg/m ≈
4	— 0.075	0.0432
4.5		0.0547
5		0.0675
5.5		0.0817
9		0.0972
7	— 0.090	0.132
8		0.173
9		0.219
10		0.270
11	— 0.110	0.327
12		0.389
14		0.529
17		0.780
19	— 0.130	0.975
22		1.31
24		1.56
27		1.97
30		2.43

Per misure intermedie valgono, come tolleranze ammissibili, i valori della serie ISA h 11.

1) Materiale (indicare all'atto di ordinazione): Alluminio puro secondo DIN 1712

Leghe di alluminio secondo DIN 1713.

2) Stato (resistenza alla trazione minima) indicare all'atto di ordinazione: per alluminio puro secondo DIN . . . per leghe d'alluminio secondo DIN . . .

3) Calcolato con 2,7 kg/dm³; per 2,8 kg/dm³ moltiplicare per 1.037.

Fornitura: in barre di almeno 2 m di lunghezza.

Condizioni tecniche di consegna vedi DIN . . .

Comitato Normalizzazione per semilavorati di metalli non ferrosi.

Giugno 1937

Barre esagonali di alluminio e di leghe di alluminio
trafilate a spigoli vivi

DIN 1797

Misure in mm

Indicazione per una barra esagonale, trafilata con spigoli vivi, per apertura di chiave di 22 mm, di . . . 1) di almeno . . .

2) kg/mm² di resistenza alla trazione:

ESAGONO 22 DIN 1797 . . . . 1) F . . . . 2)
oppure
⬡ 22 DIN 1797 . . . 1) F . . . 2)

Apertura di chiave	Tolleranza ammissibile serie ISA h 11	Peso [3]) kg/m ≈
3	— 0.060	0.0210
3.5	— 0.075	0.0210
4		0.0374
4.5		0.0473
5		0.0585
5.5		0.0707
6		0.0842
7	— 0.090	0.115
8		0.150
9		0.189
10		0.234
11	— 0.110	0.283
12		0.337
14		0.458
17		0.676
19	— 0.130	0.844
22		1.13
24		1.35
27		1.70
30		2.10
32	— 0.160	2.39
36		3.03
41		3.93
46		4.95
50		5.85

Per misure intermedie valgono, come tolleranze ammissibili, i valori della serie ISA h 11.

1) Materiale (indicare all'atto di ordinazione): Alluminio puro secondo DIN 1712
Leghe di alluminio secondo DIN 1713.

2) Stato (resistenza alla trazione minima) indicare all'atto di ordinazione: per alluminio puro secondo DIN . . . per leghe d'alluminio secondo DIN . . .

3) Calcolato con 2,7 kg/dm³; per 2,8 kg/dm³ moltiplicare per 1.037.

Fornitura: in barre di almeno 2 m di lunghezza.

Condizioni tecniche di consegna vedi DIN . . .

Comitato Normalizzazione per semilavorati di metalli non ferrosi.

Giugno 1937

Barre tonde di alluminio e di leghe di alluminio
estruse

DIN 1799

Misure in mm

Indicazione per una barra tonda, estrusa, diametro di . . . . 1) di almeno . . . .

2) kg/mm² di resistenza alla trazione:

TONDO 50 DIN 1799 . . . 1) F . . . 2)
oppure
⌀ 50 DIN 1799 . . . 1) F . . . 2)

Diametro	Deviaz. ammissibile	Sezione mm²	Peso [3]) kg/m ≈
10	± 0.3	78.54	0.212
15		176.7	0.477
20		314.2	0.849
25		490.9	1.33
30		706.9	1.91
32		804.2	2.17
35		962.1	2.60
38		1134	3.06
40		1257	3.39
42	± 0.4	1385	3.74
45		1590	4.29
48		1810	4.89
50		1963	5.30
52	± 0.5	2124	5.73
55		2376	6.41
58		2642	7.13
60		2827	7.63
65	± 0.6	3318	8.96
70		3848	10.4
75		4418	11.9
80		5027	13.6
90	± 0.9	6362	17.2
100		7854	21.2
110		9503	25.7
120		11310	30.5

1) Materiale (indicare all'atto di ordinazione): Alluminio puro secondo DIN 1712

Leghe di alluminio secondo DIN 1713

2) Stato (resistenza alla trazione minima) indicare all' atto di ordinazione: per alluminio puro secondo DIN . . . per leghe d'alluminio secondo DIN . . .

3) Calcolato con 2,7 kg/dm³; per 2,8 kg/dm³ moltiplicare per 1.037.

Fornitura: in barre di almeno 2 m di lunghezza.

Condizioni tecniche di consegna vedi DIN . . .

Comitato Normalizzazione per semilavorati di metalli non ferrosi.

BREVETTI

Brevetti rilasciati in Italia nei mesi di Luglio-Ottobre 1937.

PROCESSO PEL TRATTAMENTO DEI GAS DI SCARICO DA FORNI PER ALLUMINIO - *Det Norske A.*, ad Oslo - (7-447).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI SALI DI ALLUMINIO DI ACIDI CARBOSSILICI - *Aktien Gesellschaft für Stickstoffdünger,* a Knapsak bei Köin (Germ.) - (7-462).

PROCEDIMENTO E DISPOSITIVO PER LA SUDDIVISIONE DI CARBURO DI CALCIO ALLO STATO DI FUSIONE - *La stessa.*

PROCESSO PER LA PRODUZIONE ELETTROTERMICA DI MAGNESIO METALLICO COMPATTO MEDIANTE RIDUZIONE DI COMPOSTI OSSIDICI DEL MAGNESIO - *American Magnesium Metals Co.*, a Pittsburgh, Penn. (S.U.A.) - (7-462).

PROCEDIMENTO PER LA FABBRICAZIONE DI BOTTIGLIE DI METALLO LEGGERE CON COLLO RINFORZATO - *Amfaldern H.*, a Vienna e *Reinartz H.*, a Aachen (Germania). (8-494).

PROCEDIMENTO ED APPARECCHIO PER LA SEPARAZIONE DEL MAGNESIO E SIMILI METALLI CHE SUBLIMANO, DAI LORO MINERALI O COMPOSTI - *Blakweel H. A. & Turner W. L.*, a Liverpool, Lancaster (G. Bret.). (8-494).

NUOVA LEGA SEMILEGGERA NON TOSSICA E DI CONSIDEREVOLE DUREZZA - *Del Bue A.*, a Roma. (8-494).

PROCEDIMENTO PER PRODUZIONE DI METALLLI - *Edwin E.*, a Oslo. (8-495).

PROCEDIMENTO DI UTILIZZAZIONE DEI MINERALI DI ALLUMINIO - *Gallo G.*, a Pisa. (8-495).

PROCEDIMENTO PER PRODURRE COLORAZIONI SUPERFICIALI SU MAGNESIO A MEZZO DI BAGNI MORDENZANTI - *I. G. Farbenindustrie A. G.*, a Francoforte s. M. (Germ.). (8-495).

PROCEDIMENTO PER AUMENTARE LA RESISTENZA ALLA CORROSIONE DI PEZZI LAVORATI DI METALLI LEGGERI E DELLE LORO LEGHE MEDIANTE OSSIDAZIONE ANODICA. - *La stessa.*

PROCEDIMENTO PER MIGLIORARE LA SUPERFICIE DI PEZZI DA LEGHE DI ALLUMINIO-MAGNESIO CONTENENTI PIU' DEL 3% DI MAGNESIO - *La stessa.*

PROCEDIMENTO PER LA FUSIONE DI RESIDUI DI METALLI LEGGERI - *Junker E. L. W.*, a Berlino. (8-495).

NUOVA LEGA DI ALLUMINIO - *Rolls. R. Ltd.*, a Derby (G. Bret.). (8-495).

PROCEDIMENTO E DISPOSITIVO PER L'APPORTO DI METALLO FRESCO NEI FORNI DI RAFFINAZIONE DI ALLUMINIO - *S. A. Pour l'Industrie de l'Aluminium,* a Neuhausen (Svizzera). (8-495).

PROCEDIMENTO DI FABBRICAZIONE DI LEGHE LEGGERE DI BERILLIO E BERILLIO PURO - *Processi Privative Ind. S. A.*, a Milano. (8-496).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI RIVESTIMENTI GALVANICI SU LEGHE DI ALLUMINIO, PARTICOLARMENTE SU QUELLE CONTENENTI MAGNESIO E ZINCO - *Vereinigte Alluminium W. A. G.*, a Lautawerk, (Germ.). (8.495).

PROCEDIMENTO PER SALDARE PEZZI OTTENUTI PER FUSIONE IN MAGNESIO E LEGHE DI MAGNESIO - *I. G. Farbenindustrie A. G.*, a Francoforte s. M. (Germ.). (8-496).

PROCESSO PER PRODURRE DEPOSITI GALVANICI SU OGGETTI DI ALLUMINIO E DI LEGHE DI ALLUMINIO - *Schering Kahlbaum A. G.*, a Berlino. (8-496).

PROCESSO PER LA FABBRICAZIONE DI CLORURO DI ALLUMINIO - *Ruhrchemie A. G.*, ad Oberhausen-Holten (Germ.). (8-550).

PROCEDIMENTO DI PROTEZIONE MEDIANTE DEPOSITO ELETTROLITICO DELL'ALLUMINIO E DELLE SUE LEGHE LEGGERE - *Chaybany A. G.*, a Parigi. (9-562).

PERFEZIONAMENTI NEI PROCEDIMENTI DI COLATA E DI LAMINAZIONE DEI PRODOTTI METALLURGICI COLATI IN LINGOTTI DI PICCOLO SPESSORE E DI GRANDE LUNGHEZZA - *Comp. des Forges de Chatillon Commentry et Neuves Maisons,* a Parigi. (9-562).

PERFEZIONAMENTI AI CROGIOLI ED ALTRI RECIPIENTI PER LA COLATA DI METALLI - *Humbert Est P.*, a Torino. (9-562).

DISPOSITIVO PER LA COLATA DI METALLO LIQUIDO SOTTO PRESSIONE CON CAMERA DI PRESSIONE NON RISCALDATA - *Metallgesellschaft,* a Francoforte s. M. (Germ.). (9-562).

CONCHIGLIA PER LA COLATA DI GROSSI GETTI DI ALLUMINIO - *La stessa.* (9-562).

PROCEDIMENTO PER FABBRICARE PEZZI METALLICI COMPRENDENTI ALMENO UN ELEMENTO DEL GRUPPO FORMATO DA TUNGSTENO, MOLIBDENO, TANTALIO, GRAFITE E SILICIO ED ALMENO UN ELEMENTO DEL GRUPPO FORMATO DI RAME, ARGENTO, ORO, ALLUMINIO, PLATINO, PIOMBO, STAGNO, ZINCO, FERRO, COBALTO, NICHELIO, CROMO, VANADIO, ZIRCONIO E TITANIO - *N. V. Molybdenum Comp.*, a Reutte, Tyrol (Austria). (9-562).

PROCEDIMENTO PER IL TRATTAMENTO DI MINERALI DI SILICATI O SIMILI - *S.O.R.A.C.*, a Bruxelles. (9-562).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI STRATI PROTETTIVI OPACHI SULL'ALLUMINIO E SULLE SUE LEGHE - *Schenk M.*, a Base (Svizzera). (9-563).

SISTEMA PER AUMENTARE LA COMPATTEZZA DI STRATI DI OSSIDO SU METALLI LEGGERI - *Siemens & Halske A. G.*, a Berlin-Siemensstadt. (9-563).

DISPOSITIVO PER LA FUSIONE DI METALLI IN CONCHIGLIA - *Wagner K. F.*, a Badensee (Germania). (9-563).

PROCESSO DI SEPARAZIONE E DEPOSITO DI METALI O COMPOSTI METALLICI DAI MINERALI CHE LI CONTENGONO - *Vale W. H. JR.*, a Melbourne (Australia). (9-563).

LEGA A BASE DI RAME, NICHEL E FERRO - PROCEDIMENTO PER LA SUA PRODUZIONE - *Zappegno C.*, a Milano. (9-563).

PROCEDIMENTO PER STABILIZZARE BAGNI DI SALNITRO - *I. G. Farbenindustrie A. G.*, a Francoforte s. M. (Germ.). (9-563).

PROCEDIMENTO PER RETTIFICARE BAGNI DA FUSIONI DI SALNITRO PER IL MIGLIORAMENTO DI LEGHE - *La stessa.* (9-563).

SISTEMA PER PROVVEDERE TUBAZIONI DI FERRO DI UN RIVESTIMENTO INOSSIDABILE E RESISTENTE ALLE INFLUENZE CHIMICHE - *Comp. Ital. Tubi Metallici Flessibili S. A.*, a Torino. (9-564).

PERFEZIONAMENTI NELLA METALLOTERMIA E NUOVO PROCESSO DI OTTENIMENTO DEI METALLI I CUI OSSIDI O MINERALI HANNO UN CALORE DI FORMAZIONE INFERIORE AL CALORE DI FORMAZIONE DELL'ALLUMINA - *Favre G. A.*, a Lione e *Rabbinovitch J.*, a Garches, Seins et Oise (Francia). (9-564).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI TUBI CENTRIFUGATI A GETTO, CON STRATO SUPERFICIALE ESTERNO DOLCE - *Langenohl M.*, a Gelsenkirchen (Germ.). (9-566).

PROCESSO PER OTTENERE COMPOSTI D'AGGIUNTA PURI DI SOLFATO D'ALLUMINIO E DI ALTRI COMPOSTI DELL'ALLUMINIO - *Bretsznajder S.*, a Varsavia. (9-611).

PROCESSO PER LA TRASFORMAZIONE CHIMICA DELLE BAUXITI IN SOSTANZA ALLUMINOSA IN COLORE NERO. - *Inchiostri A. fu Rocco & Rocco A. fu A.*, a Rovigno d'Istria. (9-613).

PROCEDIMENTO PER PRODURRE E RICAVARE MOLIBDENO - *International Hydrogenation Patents Co.*, a Vaduz. (9-613).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI UNA SOSTANZA INTERMEDIA DA TRATTARSI ULTERIORMENTE AD ALLUMINA E SIMILE - *Zwitterstocks A. G.*, ad Altenberg (Germ.). (9-615).

PROCEDIMENTO ED APPARECCHIO PER PRODURRE TERMICAMENTE DEPOSITI DI METALLO SU SUPPORTI - *Alexander P.*, a Huyton, Lancaster (G. Bret.). (10-646).

PERFEZIONAMENTI ALLE LEGHE LEGGERE ED ULTRALEGGERE AUTOPROTETTE CONTRO LA CORROSIONE DAI LORO PROCEDIMENTI DI PRODUZIONE - *Alliages Autoproteges S. A.*, a Parigi. (10-646).

PROCEDIMENTO PER RICOPRIRE CON UNO STRATO RESISTENTE ALLA CORROSIONE OGGETTI DI MAGNESIO O DI SUE LEGHE E BAGNO RELATIVO - *Buzzard R. W.*, a Kensigton (S.U.A.). (10-647).

CONCHIGLIA PER LA COLATA DI BLOCCHI E PIASTRE COMPATTI, SPECIALMENTE DI DIMENSIONI ABBASTANZA GRANDI, DI LEGHE DI ALLUMINIO O DI MAGNESIO - *Duerener Metallwerke A. G.*, a Düren-Rh. (Germ.). (10-647).

BAGNI E PROCESSO PER IL DEPOSITO ELETTROLITICO DI METALLI - *E. I. Du Pont De Nemours & Co. Inc.*, a Wilmington, Delaware (S.U.A.). (10-647).

PROCESSO PER ESTRARRE ALLUMINA DALLA BAUXITE - *Haglund Ture R.*, a Stoccolma. (10-647).

PERFEZIONAMENTI NELLA DEPURAZIONE DI LEGHE METALLICHE CON FORMAZIONE DI CATODI CILINDRICI DI METALLO PURO - *Ghigliardi E.*, a Torino. (10-647).

PROCEDIMENTO PER LA RIDUZIONE DI OSSIDI METALLICI CON GAS - *Hohle und Eisenforschung G.m.b.H.*, a Duesseldorf (Germ.). (10-647).

PROCEDIMENTO PER AUMENTARE LA RESISTENZA ALLA CORROSIONE DI PEZZI DI METALLI LEGGERI E LORO LEGHE MEDIANTE FLUORAZIONE ANODICA - *I. G. Farbenindustrie A. G.*, a Francoforte s. M. (Germ.). (10-647).

PROCEDIMENTO DI FABBRICAZIONE DI SALI E DI LEGHE - *Jeanprost C.*, a Parigi. (10-647).

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI OSSIDO DI ALLUMINIO - *Klein E. & Steiner R.*, a Budapest. (10-647).

PROCESSO PER LA RAFFINAZIONE ELETTROLITICA DI ALLUMINIO E SUA ULTERIORE ESTRAZIONE DAI RESIDUATI - *Laboratorio Chimico Italiano Minero-Metallurgico & Sonnino C.*, a Milano. (10-647).

PROCESSO ED APPARECCHIO PER LA CONVERSIONE DI METALLI E SIMILI - *Maier R.*, a Stoccarda (Germ.). (10-647).

PROCESSO E DISPOSITIVO PER FONDERE E SALDARE INSIEME METALLI OSSIDABILI ALL'ARIA O COMUNQUE ATTI ALLA FORMAZIONE DI STRATI CHIMICAMENTE PROTETTIVI NONCHE' RELATIVE LEGHE E MISCELE - *Monotherm Verschmelzapparate K. und Verwertungs G.m.b.H.*, a Vienna. (10-648).

PROCEDIMENTO PER LA SEPARAZIONE DEL FERRO IN SILICATI DI MAGNESIO NATURALI - *Steatit Magnesia A. G.*, a Berlino. (10-648).

PROCEDIMENTO PER AUMENTARE LA RESISTENZA ALLA CORROSIONE DI LEGHE DELL'ALLUMINIO CONTENENTI TRA IL 3 ED IL 16% CIRCA DI MAGNESIO - *I. G. Farbenindustrie A. G.*, a Francoforte s. M. (Germ.). (10-648).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI LEGHE DI ALLUMINIO ADATTE PER LA LAVORAZIONE CON UTENSILI CHE ASPORTANO TRUCIOLI - *La stessa.* (10-648).

PROCESSO DI NICHELATURA DIRETTA DELL'ALLUMINIO E DI TUTTE LE SUE LEGHE - *Frasch J.*, a Parigi. (10-649).

SISTEMA ED APPARECCHIO PER IL TRATTAMENTO DELLA SUPERFICIE DI PEZZI METALLICI - *Linde Air Products Co.*, a New York (S.U.A.). (10-649).

PROCEDIMENTO DI PLACCATURA - *Osnabrücker Kupfer D.*, a Osnabrück (Germ.). (10-650).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI LAMIERE PLACCATE E SIMILI - *Ostendorf P.*, a Bad-Godesberg (Germ.). (10-650).

PROCESSO ED APPARECCHIO PER RIVESTIRE IN MODO CONTINUO PER VIA ELETTROCHIMICA METALLI CON STRATI NON CONDUTTORI - *Schering Kalbaum A. G.*, a Berlino. (10-650).

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

RIASSUNTI

II. - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE

b) Meccaniche

R. G. STURM e R. L. MOORE - **Il comportamento delle piastre rettangolari sotto carichi concentrati** - «Journal of applied Mechanics» VI, pp. 222-252 (1937).

La crescente applicazione delle piastre rettangolari nella costruzione di piattaforme per ponti fabbricati e navi ha reso necessario uno studio particolare sul comportamento di esse quando vengano sottoposte a carichi concentrati.

La teoria generale della loro sollecitazione a flessione è già stata completamente sviluppata ed arricchita di formule particolari applicabili per un gran numero di casi; mentre però il problema è stato considerato con particolare riguardo alle piastre circolari, nessuna soluzione di esso è stata fornita per il caso di piastre rettangolari sottoposte a sforzi concentrati.

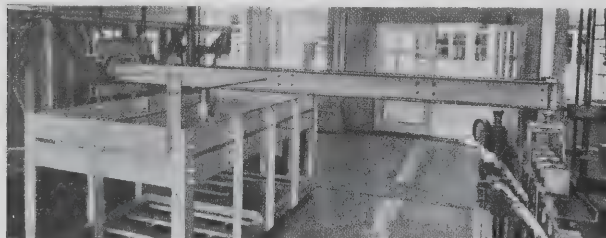


Fig. 1 - Apparecchiatura per prove di carico concentrato su piastre rettangolari.

Gli AA. illustrano nel presente articolo i risultati delle ricerche, eseguite nel laboratorio di ricerche dell'Aluminum Co. of America, allo scopo di fornire una soluzione del problema per le piastre rettangolari. Varie prove furono eseguite per mostrare l'influenza sulle sollecitazioni e sul valore della freccia delle diverse forme di piastre, della variazione di carico, di tipo di appoggio e di posizione del carico.

Per i lavori sperimentali furono adoperate piastre dalle seguenti dimensioni:

25,4 × 1140 × 2565 mm
25,4 × 1140 × 1956 »
25,4 × 1140 × 1140 »
12,7 × 1140 × 1140 »
6,3 × 1140 × 1140 »
3,1 × 1140 × 1140 »

Le proprietà meccaniche ricavate da campioni prelevati da ogni singola piastra sono raccolte nella tab. 1.

TABELLA 1.

Caratteristiche meccaniche delle piastre adoperate.

Lega	Spessore in mm	R kg/mm²	Eo_2 kg/mm²	A % su 50 mm
17 S-T	25.4	42.5	27	15.0
17 S-T	12.7	42.7	26.8	20.0
27 S-T	6.3	43	32.5	12.3
27 S-T	3.1	42.5	32.7	10.5

La fig. 1 illustra il modo secondo il quale furono condotte le prove. La struttura del supporto era in acciaio e si poteva adattare a tutte le diverse forme di piastre con qualunque condizione di appoggio. I carichi furono applicati mediante pesi da 22,5 kg e la disposizione della leva è visibile in figura. I carichi vennero regolati in modo che non si oltrepassasse in ogni prova il limite di snervamento del materiale. Le tensioni e le freccie di flessione furono studiate per sei diversi gradi di concentrazione di carico, variando l'appoggio di esso sulle piastre, da 25,4 mm² ad un massimo di 610 mm².

Il valore delle tensioni fu determinato attraverso misure ese-

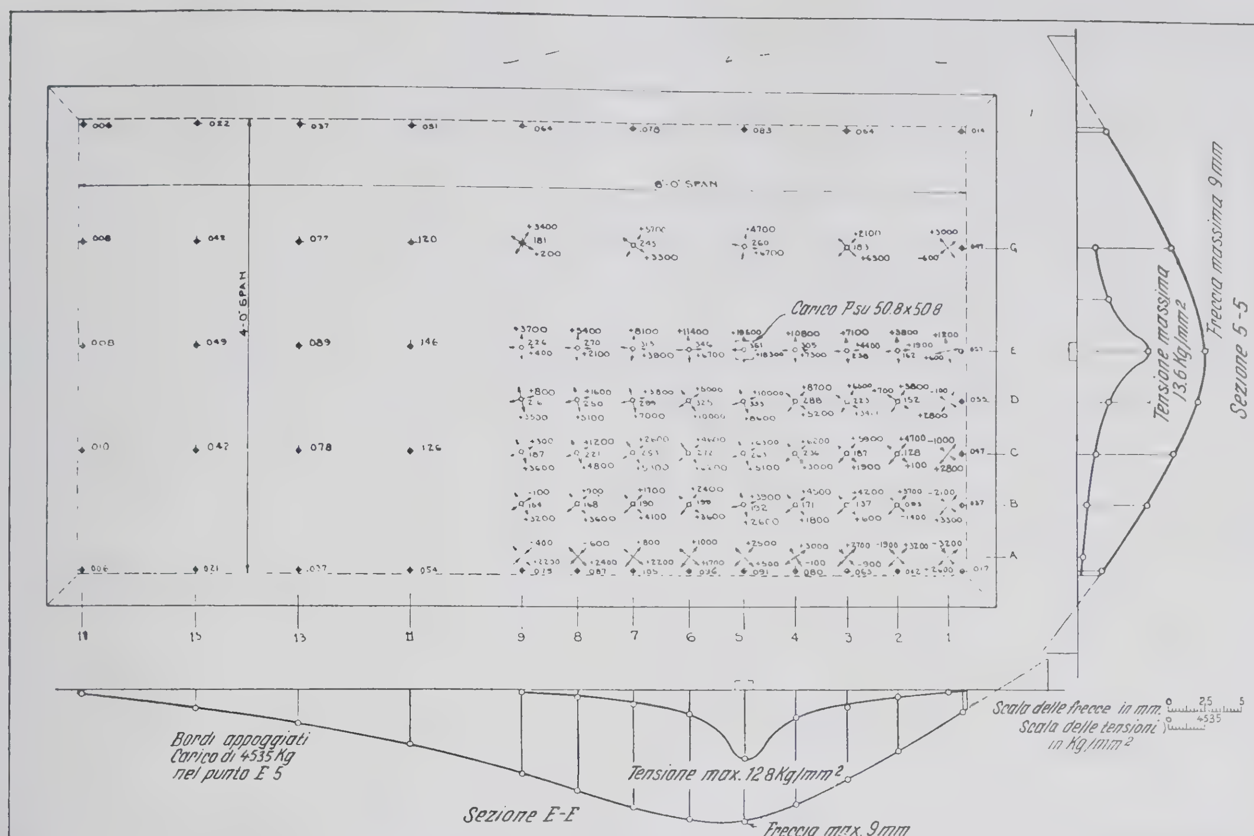


Fig. 2 - Tensioni e frecce misurate nella piastra da 25,4 x 1140.
(I numeri all'interno della piastra rappresentano tensioni espresse in libbre per pollici quadrato)

guite su zone quadrate di 50 mm di lato in entrambe le facce della piastra. Il modulo di elasticità fu assunto in 7000 kg/mm² e come rapporto di Poisson fu preso ⅓. Le freccie furono lette per mezzo di strumenti indicatori graduati in 1/100 di millimetro. La rotazione degli appoggi, dalla quale fu desunto il grado d'incastro, fu determinata per mezzo di una leva indicatrice. Non è possibile, per ristrettezza di spazio, fornire in forma completa i risultati delle 200 prove diverse eseguite, ma di esse viene solo riportato, in fig. 2 la rappresentazione schematica, ma tipica, della distribuzione delle tensioni in una piastra caricata nel punto P con 4500 kg.

La fig. 3 mostra le curve carichi-freccie costruite per ognuno dei quattro spessori adoperati; è evidente come per la piastra più sottile il fattore più importante da prendere in esame è la trazione diretta più che la resistenza a flessione.

Per esempio i carichi necessari per produrre una freccia di 2,5 mm nelle lastre di spessore 12,7; 6,3; 3,1 mm con appoggi ad incastro, e concentrati su una superficie di 50,8 × 50,8, furo-

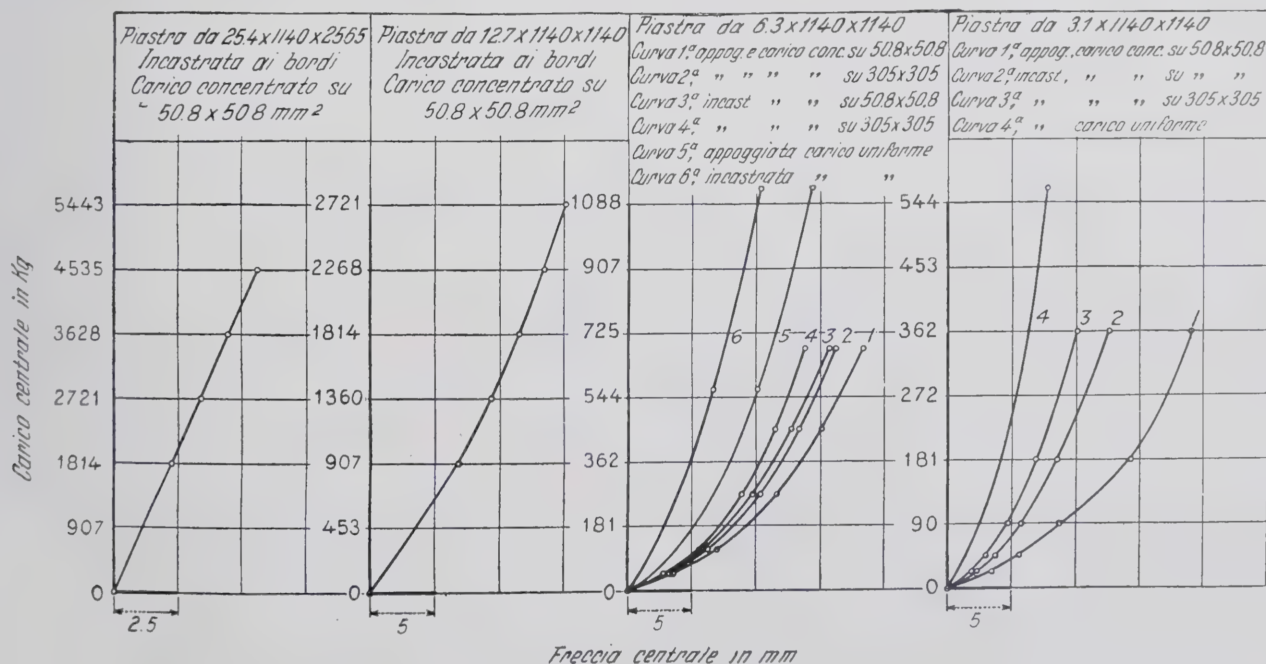


Fig. 3 - Curve carichi-frecce.

no circa rispettivamente 317, 36 e 27 kg. L'incremento di carico necessario per aumentare la freccia di queste stesse piastre da 10, a 12 mm fu circa di 540, 150, 122 kg rispettivamente. La piastra di 12,7 mm di spessore fu nove volte più resistente di quella da 6,3 mm per il primo incremento di freccia, ma solamente quattro volte per il secondo.

tipo delle curve carichi-freccie. Le curve della trazione diretta furono costruite per differenza dalle misure della tensione sulle due faccie superiore ed inferiore della piastra.

L'influenza della superficie d'appoggio del carico sulla massima sollecitazione a flessione delle piastre da 25,4 e 12,7 mm, dove è trascurabile la trazione diretta, è mostrata in fig. 5.

Fig. 4 - Curve carichi-tensioni unitarie.

Oltre a ciò sarà bene notare che i carichi necessari per produrre la stessa freccia nelle piastre da 6,3 e 3,1 mm differiscono soltanto di circa il 25%. Ciò si spiega col fatto che le curve freccie-carichi furono ottenute considerando anche lo stato iniziale di tensione prodotto dal peso morto delle piastre. La freccia dovuta al solo peso morto della piastra da 3,1 mm fu di 5,8 mm, mentre quella relativa alla piastra da 6,3 fu soltanto 1,5 mm; quindi ha più importanza per le piastre sottili, considerare la tensione diretta che si genera durante la sollecitazione.

La fig. 3 mostra anche l'influenza delle condizioni d'appoggio e della concentrazione del carico sulla freccia delle piastre da 6,3 e 3,1 mm. Le freccie, per carichi concentrati su una superficie di 305 × 305 mm², furono dal 10 al 20 per cento inferiori a quelle generatesi sotto carichi concentrati su 50,8 % 50,8 mm², mentre differenze che vanno dal 15 al 30% furono osservate fra la freccia d'una piastra semplicemente appoggiata e quella incastrata al bordo.

Fig. 5 - Coefficiente di momento flettente K, per valori del rapporto $\frac{a}{c}$

Le curve carichi-tensioni, mostrate in fig. 4 sono dello stesso

I valori di k, presi come ordinate, furono ricavati dividendo il momento massimo flettente per il carico; per ascisse fu preso il rapporto $\frac{a}{c}$ fra la lunghezza del lato più corto della piastra e la lunghezza del lato della superficie d'appoggio del carico.

Queste curve non dipendono quindi nè dallo spessore della piastra nè dalla lunghezza di essa: in altre parole la tensione massima che si produce sulla piastra 25,4 × 1140 × 2565 sotto un carico, concentrato su 50,8 × 50,8 mm², è la stessa, a parità di condizioni di carico, di quella che si produce sulla piastra 25,4 × 1140 × 1140.

Fig. 6 - Tensioni massime per valori diversi del rapporto $\frac{a}{c}$ per piastre da 6,3 x 1140 x 1140.

Similmente, il rapporto fra il carico e il momento flettente relativo alla piastra da 25,4 mm di spessore fu circa uguale a quello trovato per la piastra da 12,7 mm.

La fig. 6 mostra la relazione fra la tensione massima totale e il rapporto fra il lato più corto della piastra e il lato della superficie d'appoggio del carico per la piastra da 6,3 mm. I coefficienti k, per questa e per la piastra da 3,1 mm, non furono calcolati a causa della maggior influenza della trazione diretta nel-

TABELLA 2.

Carichi, tensioni, freccie e rapporti relativi per spessori variabili di una piastra di 1140×1140 mm².

Spessore della piastra in mm	Carico in kg	Freccia in mm	Rapporto freccia/spessore	Tensioni misurate in kg/mm²: fless.+traz.	Tensioni misurate in kg/mm²: sola trazione	trazione/fless.+traz.	Tensione di sola flessione in kg/mm²	Carico corrispondente $P = \frac{M}{K}$ alla sola flessione in kg	Rapporto carico corrispon./carico totale
Bordi incastrati									
25.4	4535	4	0.15	12.9	—	—	12.9	4460	0.98
12.7	907	6.8	0.55	11.4	0.56	0.05	10.9	834	0.93
	1814	11.8	0.93	21.2	1.89	0.09	19.3	1496	0.82
	2721	15.4	1.22	29.7	3.72	0.12	26	1995	0.73
6.3	181	—	1.34	9.1	1.05	0.12	8	149	0.82
	362	12.2	1.95	15	1.89	0.13	12.9	244	0.68
	544	14.7	2.36	19	2.81	0.14	16.5	308	0.57
	680	15.5	2.64	22.4	2.51	0.16	18.9	353	0.52
3.1	90	11.7	3.68	9.5	1.40	0.15	8	39	0.43
	181	14.7	4.64	12.9	2.53	0.20	10	45.8	0.28
	272	16.9	5.28	16.3	3.37	0.21	12.8	59.2	0.23
	362	18.7	5.92	19.5	4.24	0.22	15.3	73	0.20
Bordi semplicemente appoggiati									
25.4	4535	5.4	0.20	13.6	—	—	13.6	4218	0.93
12.7	907	10.9	0.85	13.3	0.56	—	12.8	861	0.95
6.3	181	10.8	1.73	12.2	0.70	0.09	9.5	117	0.65
	362	15.2	2.44	13.5	1.40	0.10	12.1	198	0.55
	544	18.2	2.92	18.2	2.46	0.13	16.7	257	0.47
	680	20.1	3.24	21.4	3.44	0.16	17.9	293	0.43
3.1	90	14.7	4.84	10.2	1.96	0.24	8	26.7	0.29
	181	20.2	6.44	12.9	2.95	0.23	10	42.1	0.23
	272	23.1	7.32	16.3	3.72	0.23	12.7	52.4	0.20
	362	25.1	7.96	19.4	4.49	0.23	14.9	69.9	0.17

la sollecitazione di essa. Nella tab. 2 sono riportati i dati relativi alle misure delle tensioni e delle freccie per una piastra quadra di 1140 mm di lato e di spessore variabile.

Nel computo del rapporto freccia-spessore di piastra, fu tenuto conto della freccia iniziale dovuta al peso morto. I valori delle tensioni per flessione furono ottenute come differenza fra la tensione combinata di flessione e trazione e quella dovuta alla sola trazione.

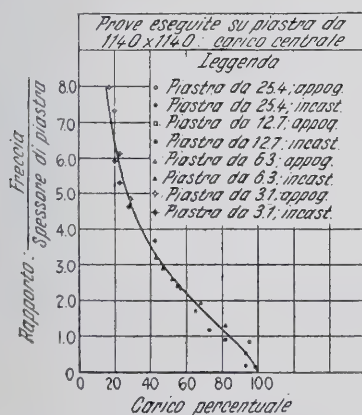


Fig. 7 Relazione tra il rapporto freccia/spessore e la percentuale di carico che partecipa direttamente alla sola flessione.

L'ultima colonna della tab. 2 dà i rapporti fra il carico necessario a produrre la sola sollecitazione a flessione e il carico totale. La fig. 7 mostra la relazione che intercede fra questi valori e il rapporto freccia/spessore delle piastre. Per le piastre nelle quali la freccia non ecceda metà dello spessore, la curva mostra che più del 95% del carico influisce direttamente sulla sola sollecitazione a flessione. Per le freccie superiori ad otto volte lo spessore, quali si verificano nelle piastre da 3,1 mm, la frazione di carico che influisce sulla sola flessione arriva solo al 15% del totale.

La fig. 8 mostra l'influenza della grandezza della superfice d'appoggio del carico sulla freccia massima della piastra. Superfici d'appoggio di 25,4 × 25,4 mm² e 50,8 × 50,8 mm² diedero praticamente lo stesso risultato, mentre le freccie dovute a carichi poggianti su 305 × 305 mm² furono del 10-20% inferiori.

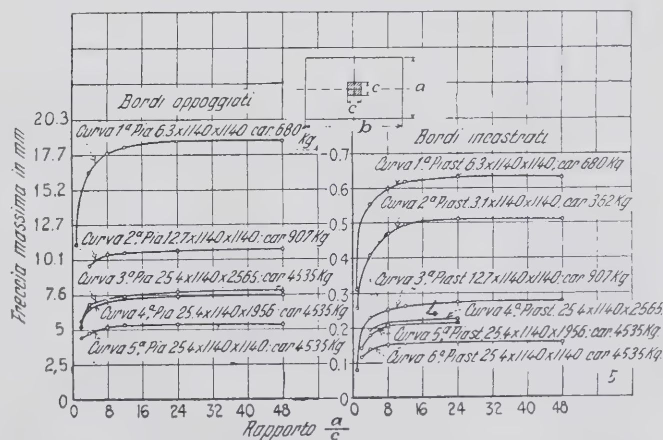


Fig. 8 - Freccia massima per valori diversi del rapporto $\frac{a}{c}$

La fig. 9 mostra la distribuzione delle tensioni su due sezioni ortogonali della piastra 6,3 × 1140 × 1140. Appare chiaramen-

te da questi diagrammi la localizzazione della tensione nelle zone direttamente caricate. Si vede anche come l'influenza della concentrazione del carico sulla distribuzione della tensione sia praticamente la stessa sia con superfice d'appoggio di carico di 50,8 × 50,8 mm² che con quella di 305 × 305 mm².

CALCOLO ANALITICO.

I. *Caso.* — Carichi concentrati generanti sollecitazione a flessione semplice.

E' ben nota l'equazione differenziale generale che lega la freccia al carico nel caso di piastre sottoposti a carichi normali che non producano una eccessiva flessione. La soluzione di questa equazione data da Navier con l'aiuto della serie doppia di Fourier è di applicazione pratica per svariati tipi di carichi.

SOLUZIONE PER UNA PIASTRA SEMPLICEMENTE APPOGGIATA.

Nàdai ha mostrato che per carichi concentrati su una relativamente piccola area, la freccia di una piastra semplicemente appoggiata ai bordi può essere espressa mediante una serie che è indipendente dall'area sulla quale viene applicato il carico. In base a ciò la freccia al centro di tale piastra o nelle prossime vicinanze può essere espressa dall'equazione:

$$Z = \frac{P a^2}{N} \qquad (1)$$

dove Z = freccia centrale in mm; P = carico totale in kg; a = lunghezza del lato più corto della piastra; b = lunghezza del lato più lungo; $N = Et^3/12(1-\mu^2)$; E = modulo di elasticità in kg/mm²; t = spessore della piastra in mm; μ = modulo di Poisson; i valori di k per le diverse dimensioni di piastre sono:

Rapporto $\frac{a}{b}$ =	$\frac{1}{4}$	$\frac{1}{2}$	1	2	4
K =	0,0165	0,0163	0,0041	0,0041	0,00103

I momenti flettenti si possono ricavare dalle derivate delle serie esprimenti le freccie. Si è visto però che il momento flettente al centro in direzione parallela al lato *a* può essere espresso da

$$M = K P \qquad (2)$$

ove M = momento in kg/mm per millimetro lineare; P = carico in kg; e k è un fattore che dipende dal rapporto $\frac{a}{c}$ essendo *a* il lato più corto della piastra, e c la lunghezza del lato della superfice d'appoggio del carico. I valori di k, per due valori diversi di $\frac{a}{c}$ sono:

Rapporto $\frac{a}{b}$ =		$\frac{1}{4}$	$\frac{1}{2}$	1	2
per $\frac{a}{c}$ = 24	k =	0,374	0,373	0,346	0,332
per $\frac{a}{c}$ = 4	k =	0,219	0,217	0,199	0,184.

Il momento massimo nella direzione del lato b può venir ricavato usando per k valori corrispondenti al rapporto $\frac{b}{c}$.

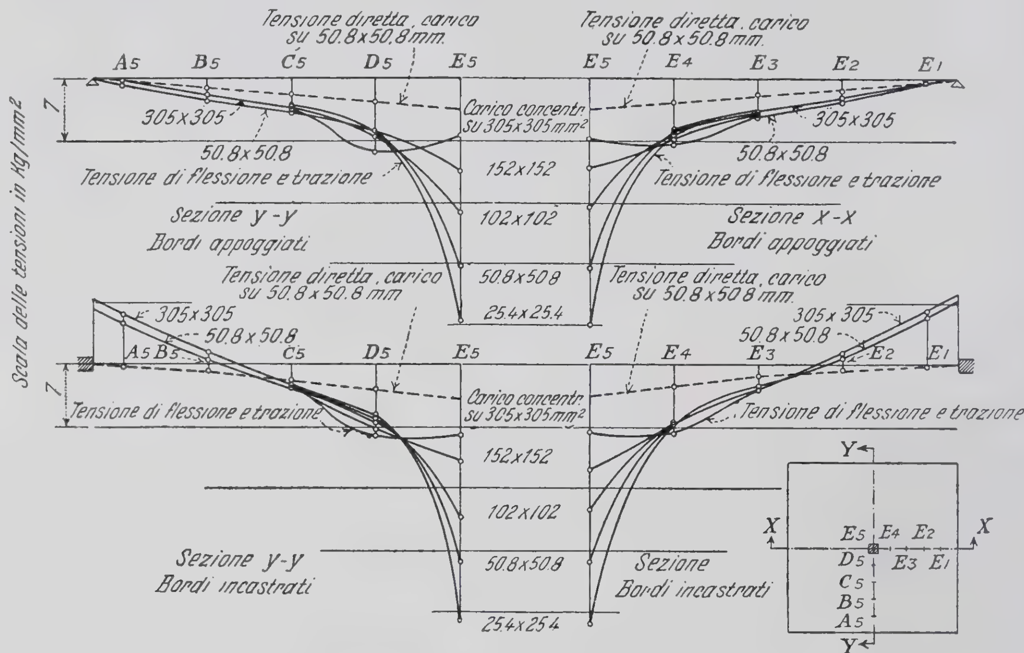


Fig. 9 - Distribuzione delle tensioni su una piastra da 6,9 x 1140 x 1140 per diverse concentrazioni di un carico di 680 Kg. applicato al punto E 5.

SOLUZIONE PER UNA PIASTRA PERFETTAMENTE INCASTRATA.

Una soluzione analiticamente esatta per questo tipo di vincolo non è ancor stata trovata. Il metodo approssimato adoperato per lo studio di tale tipo di piastra fu quello di considerarla in un primo tempo semplicemente appoggiata e di applicare successivamente delle morse distribuite lungo gli appoggi in modo da ridurre in essi a zero l'angolo della tangente con la normale all'appoggio. Alle due espressioni relative ai due casi su esaminati. fu necessario aggiungerne una terza per soddisfare l'equazione differenziale. La freccia finale fu ricavata come somma algebrica di queste parti componenti. Seguendo questo proce-

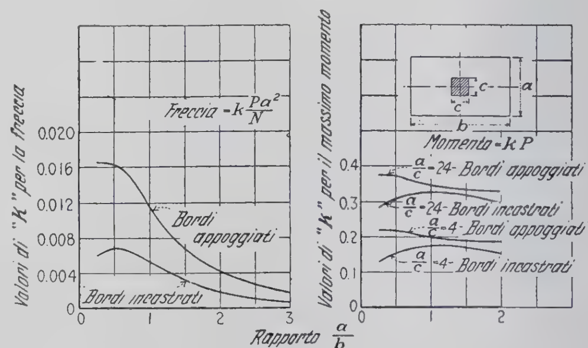


Fig. 10 - Valori del coefficiente K in funzione del rapporto $\frac{a}{b}$

TABELLA 3.

Raffronto fra i valori delle tensioni e delle freccie misurati direttamente con quelli calcolati.

Dimens. delle piastre in mm e grado d'incastro	Carico in kg	Superf. d'appoggio del carico	* Tensione in kg/mm²		Rapporto Tens. mis / Tens. calc.	Freccia in mm		Rapporto Frecc. mis. / Frecc. calc.
			Misurata	Calcolata		Misurata	Calcolata	
Piastre a bordi appoggiati								
25.4×1140×2565	4535	50.8×50.8	13.8	13.8	1	7.8	8.4	0.92
»	»	305 ×305	6.9	8.1	0.85	7	—	—
25.4×1140×1956	»	50.8×50.8	15	13.6	1.11	7.6	7.9	0.95
»	»	305 ×305	7.2	7.8	0.93	6.6	—	—
25.4×1140×1140	»	50.8×50.8	13.7	12.9	1.06	5.4	6	0.91
12.7×1140×1140	907	50.8×50.8	13.2	11.6	1.14	10.7	11.5	0.94
»	»	305 ×305	7	6.6	1.05	9.7	—	—
Piastre e bordi incastrati								
25.4×1140×2565 g.i = 65%	4535	50.8×50.8	14.4	12.3	1.01	5.7	5.1	1.12
»	»	305 ×305	6.4	6.5	0.99	4.9	—	—
25.4×1140×1140 g.i = 40%	»	50.8×50.8	12.8	12.5	1.02	4.6	4.5	1.01
25.4×1140×1140 g.i = 65%	»	50.8×50.8	12.6	12.4	1.02	6	3.7	1.07
12.7×1140×1140 g.i = 76%	907	50.8×50.8	10.9	11.1	0.98	7.5	7.1	1.05
12.7×1140×1140 g.i 90%	»	50.8×50.8	11.4	11	1.04	7	5.9	1.19

* In direzione trasversale al lato più corto della piastra.

TABELLA 4.

Raffronti fra i valori misurati e quelli calcolati, delle tensioni e delle freccie per piastre sollecitate a flessione e trazione.

Carico in kg	Freccia iniziale in mm		Freccia sotto carico in mm		Flessione totale in mm		Rapporto Frecc. calc. / spessore	Carico generante flessione in kg	Tensione calc. a flessione in kg/mm²	Tensione calc. a trazione kg/mm²	Tensione totale in kg/mm²	
	Misur.	Calcol.	Misurata	Calcolata	Misurata	Calcolata					Calcolata	Misurata
Piastra da 3.1 × 1140 × 1140 a bordi appoggiati												
90	5.8	3.9	8.9	10.2	14.7	14	4.40	29	5.9	0.8	6.8	8.4
181	5.8	3.9	14.7	13.7	20.5	17.5	5.50	43	8.9	2.2	11.2	13.1
362	5.8	3.9	19.4	18.3	25.2	22.1	9.95	64	13.4	3.5	17	19.3
Piastra da 3.1 × 1140 × 1140 a bordi incastrati												
90	5.8	1.2	5.8	9.9	11.7	11.2	3.52	37.1	7.2	1.6	8.8	9.4
181	5.8	1.2	8.9	13.5	14.7	14.7	4.64	52.5	10.2	2.9	13.1	11.4
362	5.8	1.2	13	17.7	18.8	19	6	79.3	15.5	4.9	20.7	18.4
Piastra da 6.3 × 1140 × 1140 a bordi appoggiati												
181	1.3	1.1	8.8	9.9	10.1	10.9	1.75	124	6.5	0.9	7.4	8
362	1.3	1.1	13.7	13.7	15	24.7	2.36	204	10.7	1.6	12.4	13.5
680	1.3	1.1	18.8	18	20.1	19	3.05	317	16.8	2.7	19.6	21.2
Piastra da 12.7 × 1140 × 1140 a bordi incastrati												
907			6.9	5.6	6.9	5.6	0.44	870	10.5	0.4	11	11.3
1814			11.7	10.0	11.9	10	0.78	1614	19.6	1.3	20.9	20
2721			16.2	13.7	16.2	13.7	1.10	2231	27.2	2.7	29.9	29.6

dimento, fu trovato un nuovo valore di K da dare all'equazione (1) onde ricavare la freccia centrale.

Rapporto $\frac{a}{b}$ =	$\frac{1}{4}$	$\frac{1}{2}$	1	2	4
k =	0,0060	0,0068	0,0052	0,0017	0,0004

I momenti flettenti furono ottenuti differenziando l'equazione della freccia. Le nuove costanti da adoperare per l'equazione (2) sono le seguenti:

	Rapporto $\frac{a}{b}$	$\frac{1}{4}$	$\frac{1}{2}$	1	2
per $\frac{a}{c}$ = 24	k =	0,218	0,308	0,299	
per $\frac{a}{c}$ = 4	k =	0,126	0,152	0,181	0,151.

Soluzione per piastre parzialmente incastrate.

Dato che nella maggior parte dei casi le piastre non sono nè semplicemente appoggiate nè completamente incastrate, è necessario considerare il caso intermedio di una piastra parzialmente incastrata.

Il grado d'incastro può essere ottenuto dalla formula seguente:

$$R \doteq 100\left(1 - \frac{S}{S_1}\right) \qquad (3)$$

ove R = grado d'incastro %; S = angolo, all'appoggio, della tangente alla piastra; S_1 = angolo, all'appoggio, della piastra semplicemente appoggiata. Gli angoli relativi alle piastre appoggiate si possono ricavare o mediante misure o differenziando l'equazione generale, mentre quelli relativi alla piastra considerata si possono misurare direttamente. Le freccie ed i momenti flettenti vengono così ricavati come somma dei valori che di essi si ottengono immaginando la piastra perfettamente incastrata caricata dai 9/10 del carico totale e quella appoggiata dal rimanente. In tal modo la freccia relativa ad una piastra rettangolare parzialmente incastrata viene espressa dalla seguente relazione:

$$Z = (1 - R)\, Z_a + R\, Z_i$$

e il momento flettente da

$$M = (1 - R)\, M_a + R\, M_i$$

ove i simboli *a* ed *i* si riferiscono ai due casi di piastra appoggiata e rispettivamente incastrata.

Allo scopo di semplificare il più possibile l'uso di queste formule in fig. 10 sono riportati in due diagrammi i valori da dare a *k* nelle espressioni della freccia e del momento flettente in base al valore del rapporto $\frac{a}{b}$

II. Caso - Carichi concentrati generanti una sollecitazione combinata di flessione e trazione.

Le equazioni differenziali generali della flessione per il caso di una piastra in cui sia considerevole il valore della trazione diretta sono state date dal Nàday (« Elastische Platten » A. Nàday, J. Springer, Berlin 1925, p. 287). In base a queste equazioni l'espressione della freccia può essere data sotto la seguente forma

$$(6) \qquad Z_o\left[\phi_1 + \phi_2\left(\frac{Z_t}{t}\right)^2\right] = \frac{Pa^2}{N}$$

dove $Z_t = Z_o + Z_i$ è la freccia al centro della piastra espressa come somma della freccia Z_o dovuta al carico e della freccia Z_i dovuta al peso morto della piastra; quest'ultima può essere calcolata o anche misurata direttamente.

Per le piastre in cui il valore della freccia sia piccolo in confronto allo spessore di essa la formula si riduce alla:

$$(7) \qquad Z_o\,\phi_1 = \frac{Pa^2}{N}$$

dove ϕ_1 è il reciproco del valore di k che entra nell'espressione (1) del momento flettente. Conoscendo ϕ_1 è possibile ottenere i corrispettivi valori ϕ_2 per ciascuna piastra. Per piastre quadrate sono stati determinati i seguenti valori di ϕ_1 e ϕ_2

per piastra semplicemente appoggiata ϕ_1 = 87 e ϕ_2 = 28

per piastra perfettamente incastrata ϕ_1 = 192 e ϕ_2 = 36.

La tensione diretta al centro di una piastra quadra centralmente caricata, si può determinare con l'equazione

$$\sigma = \alpha E \frac{(Z_t^2 - Z_i^2)}{a^2}.$$

dove σ = tensione diretta, in corrispondenza del carico, in kg/mm² ed α è una costante che dipende dalle condizioni d'appoggio

Per piastra incastrata α = 2,90.

Per piastra appoggiata α = 1,60

Verrà adoperata la relazione mostrata in fig. 7 nel computare la tensione risultate per le piastre in cui sia notevole la tensione diretta. Sarà necessario per prima, determinare la freccia massima totale Z_t della piastra con l'uso dell'equazione (6) che tiene conto del peso morto. Dal rapporto fra questo valore e lo spessore della piastra, la percentuale del carico totale che influisce sulla flessione semplice può essere ottenuta dal diagramma di fig. 7. Questo carico può venire considerato nello stesso modo come fu fatto per il Caso I, ove appunto venne considerato l'effetto della sola sollecitazione a flessione, e la tensione può venire calcolata con l'equazione (2).

La tensione massima totale sarà evidentemente la somma della tensione diretta e di quella dovuta a flessione semplice.

Confronto fra i risultati sperimentali e quelli analitici. — La tab 3 mette in relazione i valori delle tensioni direttamente misurate con quelli ricavati dalle suddette formule per le piastre da 25,4 e 12,7 mm di spessore. L'uguaglianza riscontrata in molti casi da un'idea dell'approssimazione di queste formule. La freccia misurata direttamente su sette dei dieci casi considerati, differisce, dal valore computato analiticamente, di meno del 10%; la massima differenza riscontrata fu solo del 19%. Le freccie misurate direttamente per le piastre semplicemente appoggiate furono leggermente inferiori a quelle fornite dalla teoria, mentre il caso inverso si riscontra per quelle con i bordi incastrati.

Sulle 40 determinazioni di tensione, 27 differirono di meno del 10% dal valore computato con le formule correnti, e tutte indistintamente non andarono oltre il 20%.

I valori misurati nel caso di carico concentrato su una superfice di 50,8 × 50,8 mm² furono soltanto del 4% superiori a quelli ricavati analiticamente, mentre per carico concentrato su 306 × 306 mm² questi valori furono circa superiori dell'11%. Quest'ultimo fatto può essere spiegato dalla non perfetta uniformità della flessione nell'area sottostante al carico, ove l'intensità della pressione in corrispondenza dei bordi del carico può risultare maggiore di quella relativa alla zona centrale ove furono eseguite le misure.

La tav. IV pone in relazione i valori misurati con quelli computati delle tensioni e delle freccie per le piastre da 12,7; 6 3; 3,1 mm di spessore per le quali fu presa in considerazione la sollecitazione composta di flessione e trazione.

Mentre si vede da essa che le costanti empiriche adoperate nelle formule derivano da alcune delle esperienze eseguite, ciononostante è anche da rilevare come i risultati sono di notevole importanza in quanto che permettono di prevedere con sufficiente approssimazione il comportamento di queste piastre.

In parecchi casi non è stato possibile determinare con gli attuali strumenti di misura la tensione iniziale benchè, come si è detto, questo fattore ha un'importanza capitale nella sollecitazione a flessione della piastra. Nella tav. IV queste tensioni iniziali furono considerate come dovute al peso morto della piastra ed è da notare come per una piastra da 3,1 mm le freccie dovute al peso morto sono considerevolmente inferiori ai valori ricavati dalle esperienze. E' interessante notare ciononostante che le freccie computate in corrispondenza del carico superano i valori ricavati da misure, cosicchè i rapporti fra la freccia totale e lo spessore della piastra, dal quale dipendono le tensioni, sono approssimativamente uguali in entrambi i casi.

Una volta ricavate queste freccie le tensioni dirette furono ottenute adoperando l'equazione (8) e quelle dovute alla sola flessione computate per la frazione di carico relativa come dal diagramma di fig. 7.

Le differenze fra i valori misurati e quelli computati della tensione totale dati nella tav. IV per la piastra con carico poggiante su 50,8 × 50,8 mm², furono, per undici casi su quindici, inferiori al 10%.

Come conclusione, dai risultati di queste ricerche su piastre con carichi concentrati si può dire che:

1° Le tensioni massime sotto i carichi concentrati dipendono essenzialmente dal rapporto fra la lunghezza del lato più corto della piastra e la lunghezza del lato della superficie d'appoggio del carico e non dal tipo d'appoggio o dalla posizione del carico.

Le freccie massime d'altro canto non sono influenzate dalla superficie d'appoggio del carico come lo sono dalla forma e dalle dimensioni della piastra.

2° Per le piastre nelle quali la freccia massima non superi la metà dello spessore si può ammettere che il carico generi soltanto una sollecitazione a flessione semplice; in questo caso le formule date per la freccia e per le tensioni si possono applicare direttamente.

3° Per freccie che superino la metà dello spessore la tensione diretta comincia sensibilmente a manifestarsi; sarà necessario allora valutare la frazione di carico che ad essa compete.

Il carico che influisce sulla flessione semplice può variare dal 100% del totale nel caso di piastre quadre e per piccole freccie di flessione che non superino la metà dello spessore, al 15% per freccie superiori ad 8 volte lo spessore.

P. F.

c) Strutturali (metallografiche)

W. L. Fink e D. W. Smith - L'invecchiamento delle leghe d'alluminio - III. Curve di invecchiamento a doppio massimo - « A. I. M. E. » Preprint Technical Publication N. 865 (Class. E. Inst. of Metals Division N. 246).

Nei primi due articoli relativi all'argomento in oggetto vennero pubblicati i risultati delle ricerche sull'invecchiamento delle leghe alluminio-rame e alluminio-magnesio. In essi fu avanzata la teoria della precipitazione per spiegare i fenomeni d'invecchiamento e le loro relative anomalie, le quali ultime furono quelle che fecero rimanere alquanto dubbiosi parecchi sperimentatori. In essi non vennero però discusse le cause del doppio innalzamento della curva d'invecchiamento che furono accennate in due recenti articoli da M. Cohen (Trans. A.I.M.E. (1937) 124, 138), e E. M. V. Gayler (Inst. Met. (1937) 4, 55).

Il presente articolo sviluppa e spiega queste anomalie. Nella fig. 1 sono rappresentate schematicamente delle curve d'invecchiamento a diverse temperature.

La curva A si riferisce ad un invecchiamento alla temperatura più bassa; la D ad un invecchiamento alla temperatura più elevata. Alcuni sperimentatori hanno spiegato l'andamento della curva A e l'innalzamento iniziale delle curve B e C come dovuti ad un fenomeno di pre-precipitazione. L'innalzamento finale

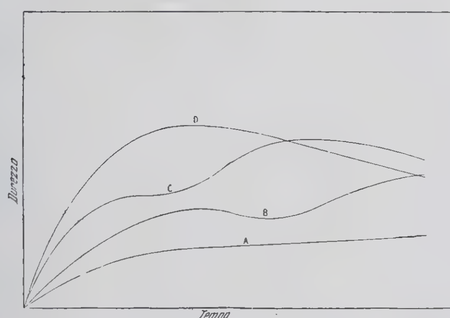


Fig. 1 - Rappresentazione schematica delle curve d'invecchiamento a differenti temperature.

che si riscontra nelle curve B e C è da essi ritenuto come quello causato dalla vera precipitazione.

La curva D non presenta alcun flesso poichè la precipitazione si manifesta contemporaneamente al fenomeno di pre-precipitazione.

Gli AA. invece spiegano più semplicemente questi particolari fenomeni basandosi sulla teoria dell'indurimento per precipitazione. E' stato sovente notato come la tempra in acqua fredda produca una deformazione plastica del materiale, la quale, è risaputo, accelera la velocità di precipitazione.

Se la deformazione plastica si verifica localmente ai bordi dei grani o lungo i loro piani di clivaggio, è da aspettarsi che la precipitazione si inizierà con diverse velocità nelle diverse zone di uno stesso grano. Questo fatto verrà notato nella curva di durezza mediante i due successivi innalzamenti di essa.

In fig. 2 la curva A rappresenta l'andamento della durezza relativa a queste zone in un campione che ha subito una deformazione plastica. La B ci dà invece l'indurimento nel tempo delle zone che non hanno subìto questa deformazione. Ordinari metodi macroscopici di misure di durezza, hanno fatto ricavare in C una curva integrativa.

Ammessa vera questa spiegazione, dovrebbe essere possibile variare la grandezza dell'invecchiamento iniziale col variare della deformazione plastica, variando per esempio la velocità di tempra. Per provare tale ipotesi fu eseguita una serie di esperienze sulle leghe alluminio-rame.

Materiale e preparazione delle leghe. — L'alluminio adoperato nella preparazione di queste leghe contiene meno del 0,01% di ciascuno degli elementi: Fe, Si, Cu. Venne adoperato del rame catodico di elevata purezza.

Per queste esperienze, si prepararono due lotti della lega alluminio-rame contenente 4% di Cu e una lega con 5,17% di Cu già usata in una ricerca precedente (W. Fink e W. Smith - Trans. A.I.M.E. (1936) 122, 284).

L'alluminio fu fuso in un forno elettrico con crogiolo di gra-

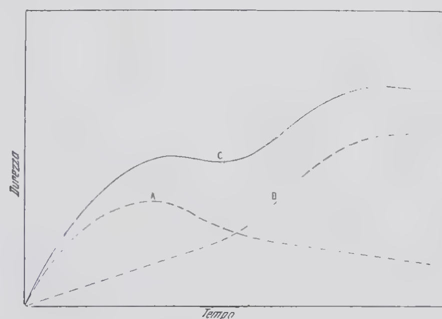


Fig. 2 - Rappresentazione schematica di una curva d'invecchiamento ad una temperatura intermedia.

fite e ad esso venne aggiunto direttamente il rame. Il bagno venne convenientemente agitato con una sbarra di grafite e reso fluido con cloro gassoso prima della colata. Il metallo fu colato in conchiglia sotto forma di placche (200 × 165 × 40 mm³) e su di esse venne eseguita l'analisi chimica. Questa fornì le seguenti percentuali:

S-20817 ..... Si 0,01, Fe 0,01, Cu 4,00
S-26970 ..... Si 0,01, Fe 0,01, Cu 4,22.

Allo scopo di assicurare una perfetta omogeneità, il materiale venne riscaldato due volte a 495°C per un tempo totale di 14 ore durante la laminazione a caldo delle placche allo spessore di 6,4 mm. Le lamiere vennero quindi laminate a freddo fino allo spessore di 1,6 mm. Tutti i campioni vennero riscaldati per 16 ore

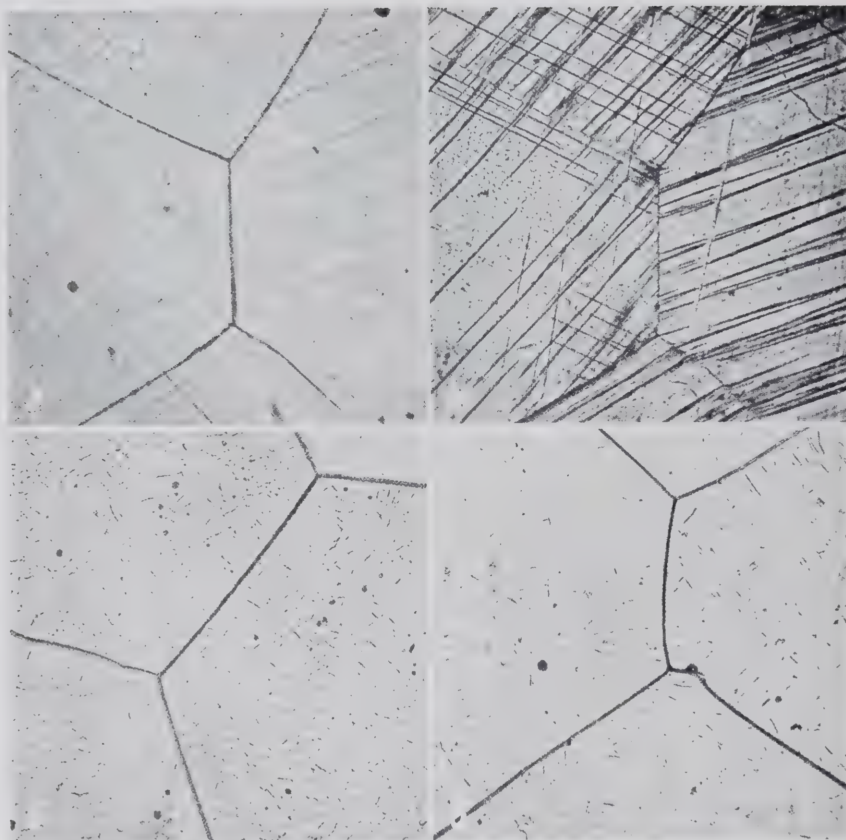


Fig. 3 - Lucidata e temprata in acqua a 25°C.
Fig. 4 - La stessa di fig. 3 invecchiata 2 ore a 200°C.
Fig. 5 - Temprata in acqua bollente, invecchiata 2 ore a 200°C.
Fig. 6 - Temprata in olio a 153°C. invecchiata 2 ore a 200°C.

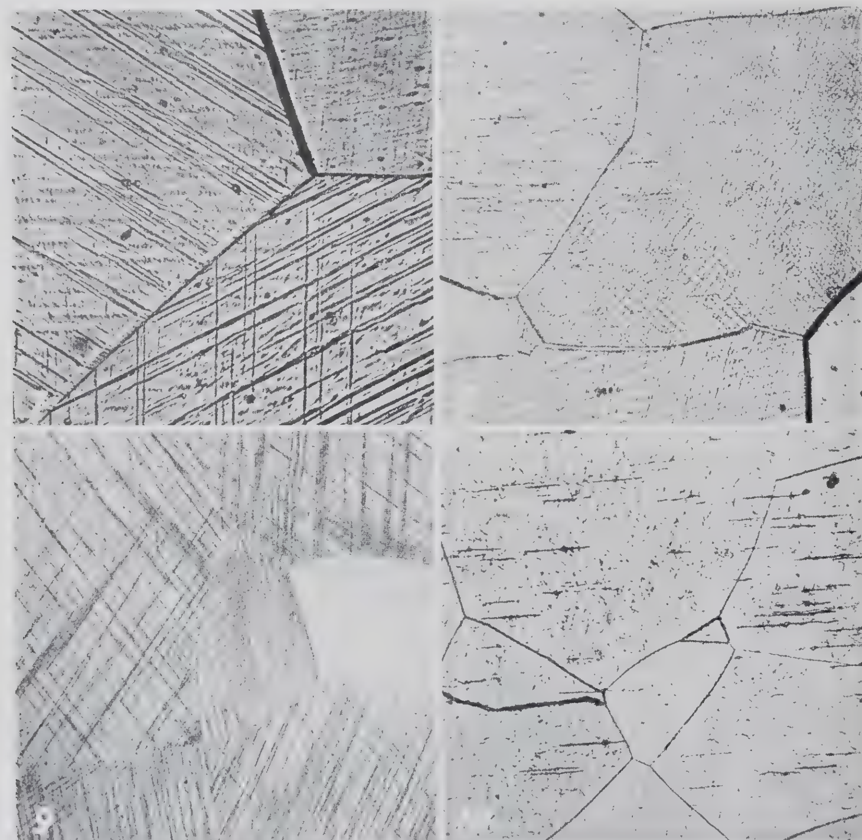


Fig. 7 - 4% Cu, riscaldata 16 ore a 525°C. temprata in acqua a 25°C. e invecchiata 5 min. a 100°C.
Fig. 8 - 4,22% Cu, riscaldata 16 ore a 525°C. temprata in acqua a 25°C. e invecchiata 2 min. a 153°C.
Fig. 9 - La stessa di fig. 8, invecchiata 216 ore a 153°C.
Fig. 10 - 4,22% Cu, riscaldata 16 ore a 525°C. temprata in olio a 153°C. e invecchiata 216 ore alla stessa temperatura.

a 525°C prima della tempra. Alcuni di essi furono temprati in acqua alla temperatura di circa 25°C ed in seguito invecchiati a temperatura ambiente, a 100° o 153°C. Altri furono direttamente temprati in olio a 100° o 153°C. La temperatura del bagno di olio era controllata mediante termostato con un'approssimazione di ± 0,05°C.

Esame micrografico. — Le prime ricerche riguardanti la natura della deformazione plastica dovuta alla tempra e i suoi effetti sulla struttura dei campioni successivamente invecchiati, furono condotte adoperando la lega binaria alluminio-rame con 5.17% di Cu. Venne in seguito adoperata per controllo la lega con 4% di Cu la quale diede esattamente gli stessi risultati della prima.

I campioni temprati in acqua furono dapprima esaminati per accertare l'ipotesi dell'esistenza di deformazione plastica ai bordi e lungo i piani di clivaggio dei grani. Ciò fu reso possibile lucidando i campioni prima della tempra ed esaminandoli immediatamente dopo senza ripulitura.

La micrografia in fig. 3 mostra chiaramente questo fenomeno di deformazione che avvalora l'ipotesi formulata. I bordi dei grani e i piani di clivaggio sono resi visibili dal rilievo prodotto da detta deformazione. Le traccie dei piani di clivaggio dato che non attraversano i bordi dei grani si possono facilmente distinguere dalle righe prodotte dalle operazioni di pulitura che invece li attraversano. Dopo un invecchiamento di 2 ore a 200°C i detti campioni furono nuovamente lucidati ed esaminati al microscopio per mostrare con evidenza come la precipitazione si manifesti più rapidamente nelle regioni così deformate. La fig. 4 mostra la stessa zona del campione di fig. 3 dopo l'invecchiamento. E' evidentissima la localizzazione del precipitato lungo le linee di clivaggio e i bordi dei grani. L'esperienza fu ripetuta varie volte sempre col medesimo risultato.

Un'altra prova fu eseguita con campioni temprati in acqua bollente o in olio a 153°C.

Non sono qui visibili linee di clivaggio nei campioni esaminati subito dopo tempra; un successivo invecchiamento di 2 ore a 200° rivela solo una sparsa precipitazione senza particolari tendenze di localizzazione lungo i piani di clivaggio. Le figg. 5 e 6 mostrano la struttura di due campioni temprati rispettivamente in acqua bollente e olio a 153° e successivamente invecchiati.

La precipitazione lungo i piani di scorrimento è resa evidente nei campioni contenenti 4% di Cu, temprati in acqua a temperatura ambiente e invecchiati rispettivamente a 100° e 153° anche per solo pochi minuti.

In fig. 7 è mostrata la struttura di un campione con 4% Cu temprato in acqua e invecchiato 5 minuti a 100°C mentre la fig. 8 si riferisce ad un campione con 4,22% Cu temprato in acqua e invecchiato 2 minuti a 153°C. Aumentando il tempo d'invecchiamento fino ad oltre 384 ore a 100°C, non si nota alcuna apprezzabile variazione nella microstruttura della lega con 4% Cu, un considerevole aumento di precipitato viene invece osservato in quella con 4 22% di Cu dopo un invecchiamento di 216 ore a 153°C (fig. 9).

Dato che le basse velocità di tempra inducono al materiale solo una lieve deformazione

plastica, è molto difficile rendere evidente la precipitazione iniziale. In campioni temprati in olio a 100°C e invecchiati alla stessa temperatura, non fu possibile rilevarla anche dopo 384 ore. Essa comincia a rendersi visibile in campioni temprati in olio a 153° dopo un invecchiamento di 8 ore alla stessa temperatura e finalmente appare ben distinta dopo 216 ore a questa temperatura (ved. fig. 10).

Gli AA. eseguirono anche delle ricerche sull'invecchiamento a temperatura ambiente. Si credeva che occorressero 3 mesi per potere osservare l'avvenuta precipitazione naturale: essi invece la poterono osservare su campioni temprati in acqua anche dopo soli 75 secondi: pochi grani mostravano però questa precipitazione e solamente dopo 31 ore la precipitazione era praticamente visibile in tutti i grani. Fra 31 ore e 3 mesi la struttura dei campioni rimase perfettamente inalterata.

Prove meccaniche. — L'andamento del fenomeno di precipitazione fu seguito mediante la determinazione del carico di rottura, del carico di snervamento, dell'allungamento e della durezza. I risultati delle prove meccaniche sono stati riportati in diagrammi nelle figg. 13-17. Nelle figure 13, 14 e 16 sono riportate le curve ricavate da campioni temprati in acqua e invecchiati rispettivamente a temperatura ambiente, a 100° e 153°C. In esse le punte di invecchiamento iniziale sono rese maggiormente evidenti dalle curve di trazione e di snervamento, essendo le misure di durezza apparentemente meno sensibili in questo primo periodo di indurimento.

La curva dell'allungamento segue un andamento simile a quella di trazione sebbene in senso opposto. Riesce evidente da queste curve come il tempo richiesto per l'inizio del fenomeno varia con la temperatura di invecchiamento. Per esempio per un invecchiamento a temperatura ambiente esso si inizia dopo 264 ore mentre a 100° si rivela dopo 0,085 h (5 min.) e a 153° dopo meno di 0,02 h (2 min.).

Per il materiale temprato in olio caldo (figg. 15 e 17) non si nota alcuna punta di invecchiamento iniziale; la durezza continua ad aumentare in maniera del tutto simile a quella relativa all'ultimo tratto della curva per i campioni semplicemente temprati in acqua fredda.

La serie dei campioni temprati e invecchiati in olio a 153°C non mostra alcun indurimento fin dopo circa 1 ora mentre quella relativa a campioni invecchiati a 100° comincia a indurire quasi immediatamente. Poichè è noto che le più alte temperature favoriscono un rapido indurimento ci si dovrebbe aspettare che si verificasse invece il caso inverso di quello riscontrato.

Ciò si spiega appunto con la teoria su esposta in quanto che i campioni temprati in olio a 153° e successivamente invecchiati alla stessa temperatura hanno subito, a causa della velocità di tempra una ben più piccola deformazione plastica di quella prodottasi nei campioni temprati e invecchiati a 100° nei quali appunto per questo fatto la precipitazione viene accelerata.

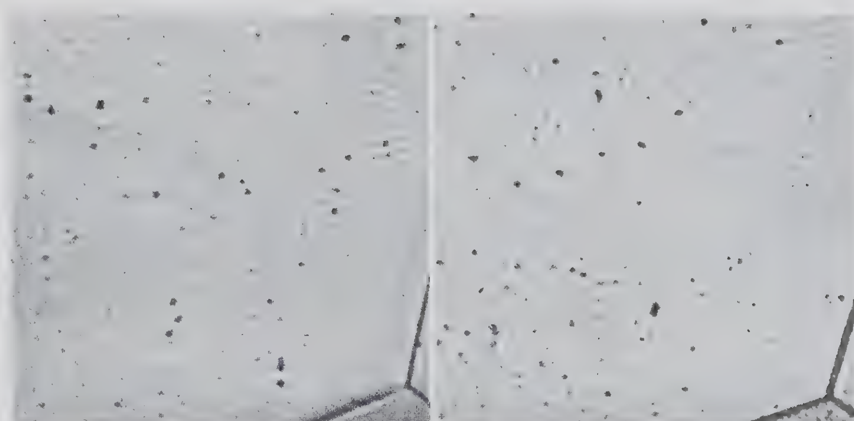


Fig. 11 - 5,17% Cu riscaldata 16 ore a 540°C. temprata in acqua a 25°C. e invecchiata 75 sec. a temperatura ambiente.

Fig. 12 - La stessa di fig. 11 invecchiata 6 ore e 30' a temperatura ambiente.

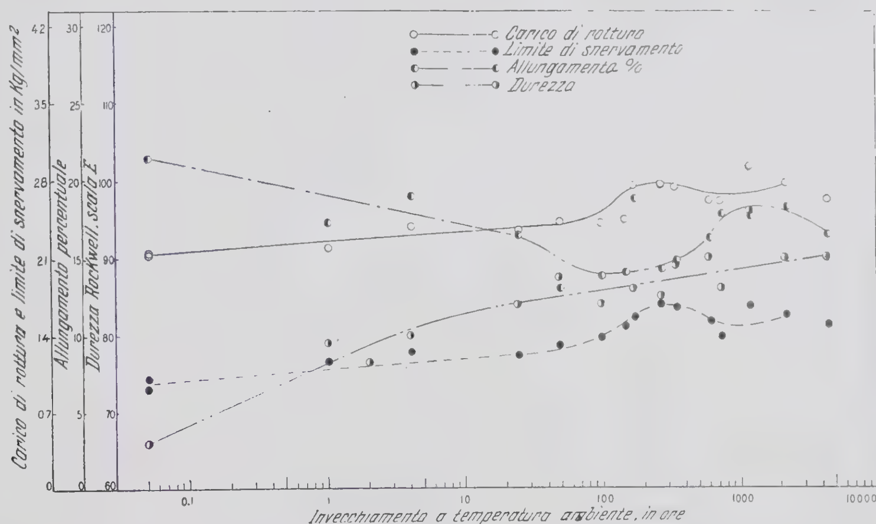


Fig. 13 - Curve d'invecchiamento relative alla lega con 4% Cu temprata in acqua a 25°C.

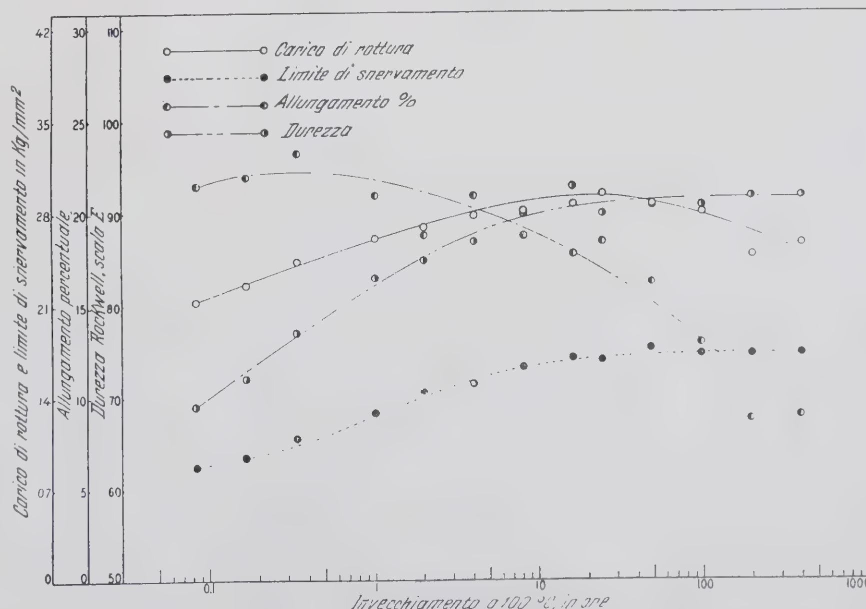


Fig. 14 - Curve d'invecchiamento relative alla lega con 4% Cu temprata in acqua a 25°C.

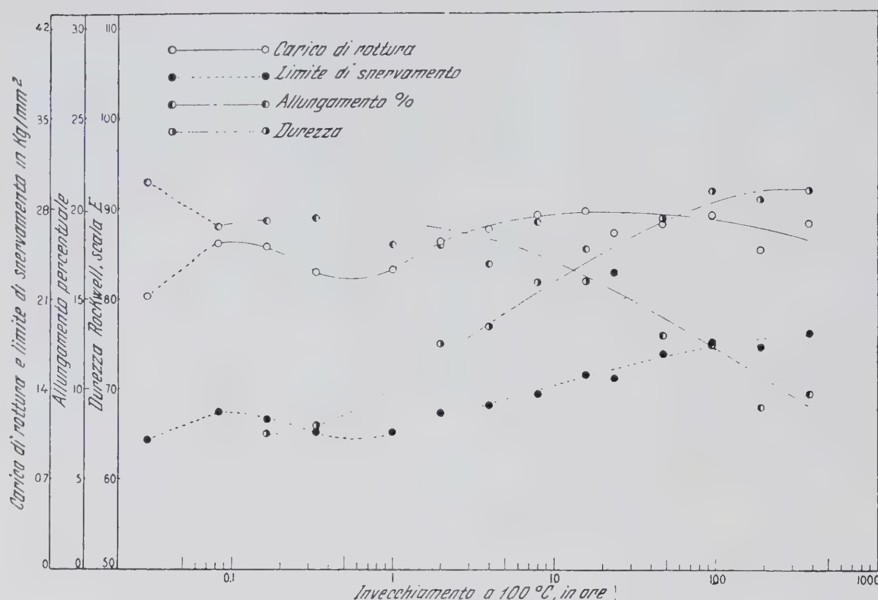


Fig. 15 - Curve d'invecchiamento relative alla lega con 4% Cu temprata in olio a 100°C.

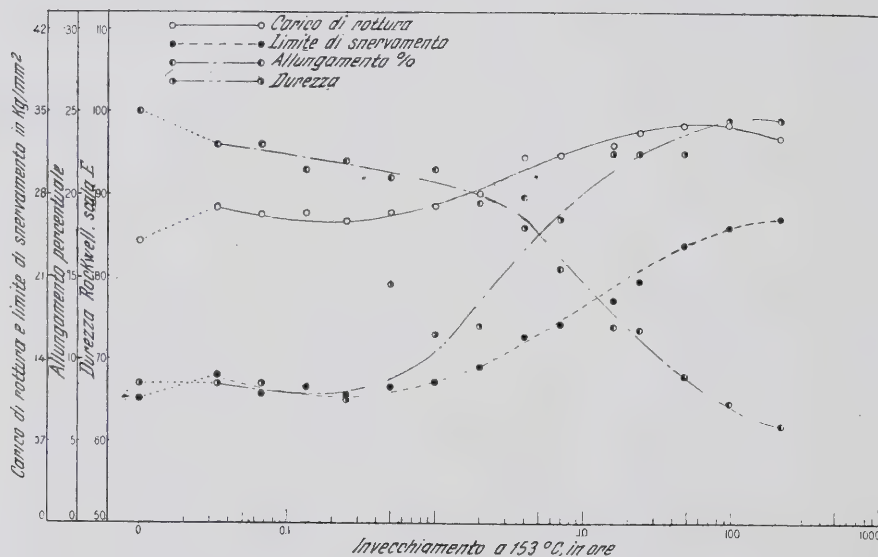


Fig. 16 - Curve d'invecchiamento relative alla lega con 4,22% Cu temprata in acqua a 25°C.

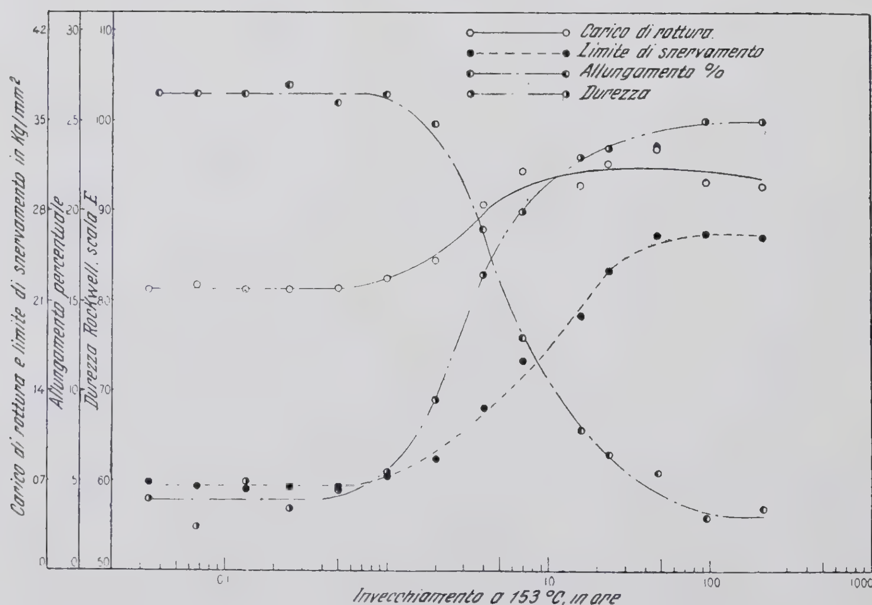


Fig. 17 - Curve d'invecchiamento relative alla lega con 4,22% Cu temprata in olio a 153°C.

Paragonando i risultati delle prove meccaniche con gli esami micrografici, si vide appunto che dove si riscontravano due punte nelle curve d'invecchiamento, la microstruttura presentava una precipitazione preferenziale lungo i piani di clivaggio.

Dove invece le curve presentavano una sola punta, corrispondente alla seconda nelle curve a due punte, in primo luogo fu difficile rendere evidente la precipitazione e in secondo luogo, quando questo era possibile il precipitato si notava distribuito uniformemente senza alcuna localizzazione preferenziale. In altre parole, la prima punta nelle curve d'invecchiamento di queste leghe può essere spiegata semplicemente con la più rapida precipitazione che si verifica nelle regioni che hanno subìto una deformazione plastica per effetto della tempra. L'addolcimento che segue immediatamente dopo il primo indurimento, può esser dovuto ad un fenomeno di super-invecchiamento nelle stesse regioni. P. F.

——— Le teorie sull'invecchiamento - «The metallurgist» supplemento a «The Engineer» IV, pp. 212-222 (1937).

In generale può dirsi che una teoria veramente esatta costituisca anche un teorema, logica successione di fatti e di premesse, che nel campo della scienza sperimentale guidi a nuove ed interessanti osservazioni.

Nel campo dell'invecchiamento, l'originale ipotesi avanzata dal Merica, dal Waltenburg e dallo Scott, secondo i quali una lega, per invecchiare, deve essere portata ad uno stato d'instabilità termodinamica, fu di importanza teorica notevole dato che essa limitò la possibilità d'invecchiare solamente alle leghe che si trovano in una determinata regione del diagramma di stato.

Questa teoria risultò da una serie di scoperte di nuove leghe suscettibili d'invecchiamento forse perchè essa non considerò l'altra teoria, allora corrente, secondo la quale questi fenomeni potessero avvenire solamente a temperatura ambiente o ad altra a questa prossima. D'altra parte l'ipotesi da essi formulata non si accordava con le molte teorie proposte dai metallurgisti. Questi adoperano la parola «teoria» quando vogliono fornire la spiegazione di un meccanismo non completamente definito dall'evidenza sperimentale, cosa questa che è particolarmente vera per le due teorie così chiamate di invecchiamento note come «teoria di precipitazione» e «teoria dei nodi».

La teoria della precipitazione attribuisce l'elevata durezza d'una lega invecchiata, all'esistenza di un numero notevole di particelle precipitate da una soluzione soprasatura. La teoria dei nodi associa la massima durezza ad una modificata distribuzione degli atomi di soluto nel reticolo cristallino del solvente. Queste teorie non sono in realtà che vaghe e generiche spiegazioni in quanto che ciascuna di esse può solo applicarsi ad un numero limitato di leghe.

Le loro denominazioni, ponendo in relazione la struttura di una lega con la durezza, sono state molto utili come classifica-

zioni; ma potendo una data lega appartenere all'uno e all'altro tipo, le sue caratteristiche strutturali non possono esser prese a definire il suo stato di durezza.

Queste « teorie » non definiscono quindi perfettamente il fenomeno.

E' interessante considerare, sotto questo punto di vista, i recenti articoli di Cohen (« Metals Technology » nov. 1936 A.I.M.E. - T. P. 751) e di Gayler (Inst. Metals., 1937, 60) per poter spiegare come nell'ultima assemblea dell' « Institute of Metals » un oratore abbia fatto la proposta di non classificare queste ipotesi come delle vere teorie.

Cohen, è bene ricordare, studiò l'invecchiamento delle leghe rame-argento e arrivò alla conclusione che questo materiale è capace di mostrare entrambi gli effetti di un indurimento per precipitazione e di uno spiegabile con la teoria dei nodi.

L'articolo della Gayler contiene una « teoria generale dell'invecchiamento » basata su delle sue ricerche sulle leghe leggere.

La sua è completamente indipendente dalla teoria del Cohen benchè essa abbia con questa molti punti di contatto.

Essa è brevemente la seguente:

Tutte le leghe suscettibili d'invecchiamento sono leghe indurenti per distorsione del reticolo cristallino e per precipitazione. Le loro curve relative presentano due ben distinti e successivi innalzamenti di durezza, corrispondenti a questi due fattori, eccettuato il caso che l'invecchiamento venga eseguito a temperature così basse da non permettere l'inizio della precipitazione o così elevate che il primo fattore non abbia il tempo di essere osservato.

Vi è quindi una notevole differenza fra una lega invecchiata a bassa temperatura e la stessa invecchiata a temperatura elevata (p. es. il duralluminio trattato a temperatura ambiente e a 200°C) in quanto che a basse temperature, anche a prolungare l'invecchiamento, non sopravviene alcuna precipitazione e il lieve aumento di durezza è dovuto soltanto alla distorsione del reticolo. La massima durezza viene raggiunta invece ad alta temperatura alla quale si ha una vera, completa precipitazione.

Questa teoria portò come conseguenza, nel campo delle leghe leggere, ad uno studio più accurato sul trattamento termico del duralluminio per il quale si ammise l'esistenza di una « temperatura critica » intorno alla quale si manifestano i due distinti meccanismi d'invecchiamento. Di questi, il primo genera un abbassamento della duttilità e della resistenza a corrosione mentre il secondo non ha alcuna influenza da questo punto di vista.

Molti altri lavori hanno, ciononostante, fatto vedere come questa differenzazione possa essere alquanto illusoria, non dipendendo essa direttamente dalla variazione di temperatura ma solo dall'invecchiamento completo operato a temperatura elevata, e come la « temperatura critica » di circa 140°C sia solamente la più bassa temperatura alla quale si ottiene la massima durezza con una non eccessivamente lunga esposizione del materiale.

In relazione a ciò è interessante notare che le curve d'invecchiamento fornite dalla Gayler non suggeriscono alcuna variante sul meccanismo dell'invecchiamento fra 100° e 150°C.

La Gayler nel suo articolo fa implicitamente osservare che le leghe indurenti per precipitazione subirebbero, durante il loro avvicinarsi all'equilibrio, una modificazione di struttura la quale porta la lega proprio ad uno stato caratteristico delle leghe indurenti per distorsione del reticolo.

Anche il Cohen è d'accordo in questo senso con la Gayler: egli ci fornisce anzi i risultati di alcune sue esperienze condotte con l'ausilio dei raggi X e completate con prove di resistività e di dilatazione, tutte indicanti la detta distorsione del reticolo.

Questi fatti giustificano in certo qual modo la tendenza, in questo campo, di molti studiosi di considerare totalmente estensibili a tutte le leghe i fenomeni preliminari alla precipitazione, siano esse leghe indurenti per precipitazione o per distorsione del reticolo, o per entrambi i fattori.

E' generale opinione ormai che la precipitazione possa avvenire solamente in uno stato di soprasaturazione della lega, in uno stato cioè nel quale il reticolo cristallino della soluzione solida contiene un numero maggiore di atomi di soluto di quello che gli compete ad una data temperatura. Siccome però il precipitato è generalmente espulso, non sotto forma di sferette disuniformemente distribuite, ma sotto forma di piani o aghi di Widmannstätten ben orientati, molti studiosi credono che lo stato iniziale di diffusione stabilisca già nella soluzione una disposizione favorevole a questo tipo di segregazione anzichè a quello sferoidale come potrebbe sembrare dal termine « nodi » dell'omonima teoria.

Può anche essere che la diffusione si inizi in seno al reticolo alla quale segua, immediatamente dopo la coalescenza degli atomi di soluto, sotto forma di piani irregolari, nel cristallo.

Purtroppo l'uso dei raggi X non ci permettono ancora di seguire con sufficiente esattezza i primi movimenti degli atomi di soluto.

Lo studio del Cohen fa vedere con molta evidenza che una segregazione del tipo a nodi non comporta necessariamente un rimarchevole indurimento del materiale, giacchè egli osservò la distorsione del reticolo senza essere parallelamente accompagnata da aumenti di durezza.

Ciononostante si esita ancora ad accettare l'ipotesi della Gayler secondo la quale si verificano in tutte le curve d'invecchiamento due successivi indurimenti della lega corrispondenti alla distorsione del reticolo e alla precipitazione.

Queste vedute della Gayler furono accettate anche dall'Alexander (l'oratore notoriamente noto come « l'inconvincibile »), il quale sostenne anzi che l'assenza della distorsione può qualche volta essere dovuta ad errori sperimentali.

Il Dr. Alexander che per alcuni anni ha eseguito, nel laboratorio del prof. Hanson a Birmingham, degli studi sulle leghe da invecchiamento, ha egli stesso fornito un esame statistico del processo d'invecchiamento facendo venti prove di durezza in ciascuno dei due periodi durante i quali si manifestano i due fenomeni e notando gli scarti dal valor medio. Le curve costruite prendendo questi ultimi valori come ordinate e la durata dell'invecchiamento come ascisse, presentarono uno scarto massimo in corrispondenza della prima flessione della curva d'invecchiamento, molto imprecisa in questo primo tratto forse per deficiente uniformità del processo.

Un altro oratore, il Dr. Callendar, parlò di un suo lavoro riguardante il comportamento delle leghe d'alluminio contenenti del silicio grafitico nelle quali egli trovò, durante un invecchiamento a 200°C, una evidenza chimica di precipitazione prima ancora che questa potesse essere svelata dal microscopio.

Sarà opportuno ricordare che l'Jenkins e il Bucknall trovarono la prima evidenza chimica della precipitazione in una lega al nichel-silicio-rame, tipicamente indurente per distorsione del reticolo.

I più recenti studi fatti con i raggi X da Van Wert e Gouser, ancorchè eseguiti con mezzi non sufficientemente adeguati, hanno tuttavia indicato che probabilmente quest'ultima lega indurisce per precipitazione.

Fink e Smith hanno mostrato che nelle leghe alluminio-rame e più recentemente in quelle alluminio-magnesio, è microscopicamente visibile un inizio di precipitato pur non essendo stato ancora variato il parametro reticolare.

Per questi motivi comincia a sembrare evidente che l'indurimento di un materiale debba venir spiegato o colla distorsione del reticolo o colla precipitazione allorchè l'esame sperimentale indica rispettivamente o assenza completa di precipitato nella fase di massima durezza o vera e propria espulsione di atomi di soluto.

Tuttavia è accertato ormai che questi due fenomeni così definiti non sono i soli a generare l'indurimento delle leghe da invecchiamento. A questo proposito è opportuno richiamare l'opinione del Masing secondo la quale tutti gli effetti osservati sarebbero secondari, derivanti cioè da « disturbi » o tensioni che si sviluppano durante l'invecchiamento.

Si è qualche volta pensato per esempio che l'aumento della resistenza elettrica, frequentemente osservato durante l'invecchiamento, non abbia una ben definita relazione con la struttura del materiale come invece asserisce la Gayler.

Un contributo notevole è stato portato in questo campo dal Prof. Mott il quale sostiene, in base alle teorie sulla conducibi-

lità elettrica, che si ha la massima resistività quando gli atomi di soluto in una soluzione solida metallica comincino a radunarsi in gruppi di almeno cinque atomi; e ciò anche in assenza di lavorazione a freddo che, se mai, tenderebbe ad aumentarla. Nella sua teoria gli elettroni, che sono « liberi » in seno al metallo, sono rappresentati come onde di lunghezza pari a 5 volte il diametro atomico. I singoli atomi di soluto offrono una leggera interferenza al progresso di tali onde ossia in definitiva al passaggio di una corrente; notevole sarà quindi quella offerta da particelle più grandi come quelle costituite da gruppi di pochi atomi. L'analogia col passaggio della luce attraverso un'atmosfera contenente vapore è completa. Per una certa grandezza « optimum » della particella di vapore, proporzionale alla lunghezza d'onda della luce, il raggio incidente è ostacolato e non può attraversare la nebbia; al di là di questa grandezza la resistenza alla luce progressivamente diminuisce.

Benchè un aumento di resistenza è stato solo osservato in alcuni tipi di leghe, il problema, ciononostante non può dirsi ancora risolto.

Si è fatto notare precedentemente che nelle leghe rame-argento, conformemente ai risultati del Cohen, una particolare configurazione di struttura aiuti l'indurimento a determinate temperature d'invecchiamento. Nelle leghe alluminio-magnesio, le proprietà meccaniche non vengono alterate dalla distorsione del reticolo, se questa si manifesta, o dal primo periodo della precipitazione durante il quale il bordo dei grani è ispessito per la precipitazione intergranulare.

Ancora: una dozzina di elementi fanno leggermente invecchiare il rame; due o tre ne innalzano la durezza anche fino ad un valore triplo di quello iniziale e viceversa le aggiunte di altri abbassano il grado d'invecchiamento. In definitiva, la ricerca dell'origine del fenomeno e della sua « specifica » natura, rappresenta uno dei problemi più ardui in questo campo.

P. F.

III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE

a) Ricerche sulla corrosione

E. Jenckel e F. Woltmann - **Della diminuzione della velocità di dissoluzione dell'Al in HCl in presenza di derivati della piridina** - «Zeits. anorg. allgemeine Chemie» CCXXXIII, pp. 235-256 (1937).

Introduzione.

Certe sostanze che gli AA. hanno convenuto di chiamare « veleni » hanno la proprietà di diminuire assai fortemente la dissoluzione dei metalli negli acidi, anche quando tali veleni sono in concentrazione bassissima; senza peraltro influenzare in modo sensibile la velocità di dissoluzione degli ossidi dei medesimi metalli. Nel commercio esistono già i cosiddetti « moderatori di decapaggio » per il ferro, che permettono di disossidare il ferro mediante un acido senza peraltro attaccare il ferro medesimo. Si tratta di solito di basi organiche oppure di colloidi a carica positiva. I più efficaci si sono dimostrati i derivati della serie piridica, cioè il cui capostipite è la piridina, C_5H_5N.

Per avere idee più precise del meccanismo d'azione dei « veleni » che vorremmo chiamare qui moderatori, Jenckel e Braeucker hanno determinato la velocità di dissoluzione dell'Al in acido cloridrico, aggiungendo a questo della β-naftochinolina in concentrazioni di 0,01-2 milligrammi-molecole per litro. Aumentando la concentrazione in moderatori, la curva della velocità di soluzione scende prima con pendenza forte, indi s'appiattisce un po'. In un modo del tutto simile decresce anche l'intensità della corrente in caso di polarizzazione catodica, al crescere della concentrazione del moderatore.

Secondo la teoria, oggi accettata per la corrosione, delle pile locali, la dissoluzione del metallo corroso ha luogo a misura che scorrono delle correnti locali galvaniche, provocate da una pila in corto circuito che ha per anodo il metallo-base (ferro attaccato) e per catodo dei componenti frammisti, più nobili nella serie elettrochimica che non il metallo-base. Gli AA. hanno pensato che come nel caso della polarizzazione catodica in un acido contenente del moderatore diminuisce l'intensità della corrente, che allo stesso modo sia diminuita anche l'intensità delle correnti locali e perciò anche la dissoluzione del metallo. Gli AA. suppongono che si tratti in ambo i casi d'un'elettrolisi del cloridrato della base organica che funge da moderatore. Questa base si separa e si scarica sul catodo, il che ha per conseguenza la diminuzione della superficie catodica, l'aumento della resistenza e la diminuzione dell'intensità di corrente. D'altronde la base tenderà a ridisciogliersi nell'acido circostante. I due processi essendo opposti, col tempo s'arriverà all'equilibrio fra essi e con ciò ad una resistenza aumentata e costante.

Le idee sviluppate a proposito delle ricerche sulla naftochinolina si vollero controllare anche su altri composti: gli AA. si sono soffermati su tutt'una serie di derivati della piridina e dei suoi omologhi superiori chinolina e acridina.

Si fecero le seguenti determinazioni:

a) Diminuzione della velocità di dissoluzione dell'alluminio in soluzione triplo-normale (3 N) di HCl, a 25°C, ma alle sole concentrazioni di 0,3 e 3 milligrammi-molecole per litro. Dopo aggiunta del moderatore la velocità di dissoluzione è molto variabile, potendo passare dal 90% all'1% del valore osservato in assenza di moderatore.

b) La diminuzione di corrente nella polarizzazione catodica in soluzione esente da moderatore. Buon parallelismo fra diminuzione della velocità di dissoluzione e diminuzione della corrente polarizzante.

c) La velocità di dissoluzione dei cloridrati solidi delle basi considerate. S'è visto che quei moderatori che diminuiscono fortemente la velocità di dissoluzione dell'Al, sono anche quelli che si distinguono per la scarsa solubilità dei loro cloridrati in ambiente acido. I moderatori di media efficacia non mostrano un simile parallelismo.

d) Le densità dei cloridrati dei moderatori e le densità d'alcune basi solide a temperatura ordinaria.

Influenza dei derivati della piridina, chinolina ed acridina sulla velocita' di dissoluzione dell'Al in HCl 3 N.

Come doveva attendersi, le varie basi hanno attività molto diversa. Una tabella riportata dagli AA. ci dà gli effetti di moderazione delle aggiunte, in soluzione di 3 milligrammi-molecole per litro. Come misura dell'attività moderatrice si prende il rapporto della velocità di dissoluzione del metallo in un acido (dv/dz) che contenga c grammi per litro di moderatore; e la velocità di dissoluzione nello stesso acido ma senza il moderatore: $(dv/dz)_c : (dv/dz)_0$. La grandezza dv/dz si misura in cm^3 d'idrogeno svolto per minuto primo e per cm^2 di superficie di Al.

Applicando la formola studiata sulla β-naftochinolina da Jenckel e Braeucker, e cioè:

$$\frac{(dv/dz)_0}{(dv/dz)_c} = \frac{1 + \alpha\,[c + \zeta\,(1 - e^{-\alpha c})]}{1} \qquad (1)$$

si possono calcolare gli effetti dei moderatori per altre concentrazioni.

Ordinando i moderatori per azione crescente, si vede che per entrambe le concentrazioni assunte (v. s.) i valori trovati sono approssimativamente uguali. Solo la 2-fenilchinolina e 2-amminochinolina sono assai più attive in soluzione a 3 milligrammi-molecole per litro che non in soluzione a 0,3 mg-mol./litro. Fortissimo è l'effetto di riduzione di velocità di dissoluzione dell'Al

nel caso della 2-fenilchinolina. In generale possiamo suddividere i moderatori qui considerati in due gruppi: uno maggiore comprende sostanze che diminuiscono la detta velocità in ragione del 50% circa ed uno minore che la diminuisce di più del 90%.

L'8-amminochinolina ha uno strano effetto, opposto a quello dei suoi omologhi, e cioè d'accelerare circa al doppio la velocità di dissoluzione dell'Al in entrambe le concentrazioni considerate per i moderatori. Ma pare che si tratti d'un'azione tutta specifica per l'Al, in quanto che la dissoluzione del Fe e dello Zn in condizioni simili è impedita, cioè rispetto a Fe e Zn l'effetto torna normale.

Non sembra che l'idrogeno possa ridurre le basi organiche impiegate come moderatori, giacchè si dovrebbe avere una diminuzione d'attività, dato che per es. piridina e chinolina sono più attive che non i loro prodotti d'idrogenazione, piperidina e tetraidro-chinolina. Non ci soffermiamo sui particolari della sperimentazione, esposti con cura dagli AA.

COSTITUZIONE ED ATTIVITA' MODERATRICE.

Dati numerici e quantitativi circa il rapporto tra costituzione chimica ed attività moderatrice delle basi organiche si trovano assai scarsamente. Inoltre tali dati si sono determinati usando ferro anzichè alluminio ed acido solforico anzichè cloridrico; e la sostituzione dell'acido pare agli AA. la cosa più importante.

Secondo le esperienze degli AA., nella serie: piridina, chinolina, acridina, l'attività moderatrice cresce col numero degli anelli benzenici contenuti nella molecola. Infatti la piridina e la chinolina hanno attività mediocre, mentre l'acridina è notevolmente attiva già in soluzione di 0,3 mg-mol. per litro. Fra i due isomeri acridina e β-naftochinolina il primo ha struttura più simmetrica ed è anche il più attivo. In linea affatto generale si può dire che i sistemi a 3 e 4 nuclei benzenici sono assai più attivi che non quelli ad 1 o 2 nuclei. Rispetto a ciò l'influsso dei sostituenti, come gruppi metilici, amminici, ossidrilici e carbossilici è assai ridotto.

Nella serie omologa della piridina (siamo quindi fra i moderatori a debole attività) l'effetto moderatore decresce aumentando il numero di gruppi metilici che entrano nella molecola per sostituzione di H; cioè andando dalla piridina alla 3-picolina, 2,6-lutidina, 2-picolina, per terminare colla 2,4,6-collidina. E' importante però anche la posizione dei gruppi sostituenti nella molecola, come si vede dalla maggiore attività della 3-picolina rispetto al suo isomero 2-picolina.

L'attività moderatrice è notevolmente esaltata dall'ingresso nell'edificio molecolare di gruppi alchilici legati direttamente all'azoto dell'anello eterociclico, come si vede all'esempio del clorometilato di chinolina. Si hanno qui basi quaternarie.

Però tutte le osservazioni fatte valgono solo per un determinato sistema metallo-acido, giacchè variando l'uno o l'altro si possono avere delle vere e proprie inversioni; ad es. in un sistema Fe-H_2SO_4 la piperidina risulta più attiva che non la piridina. In linea generale, e ciò risulta vero anche per le ammine alifatiche ed aromatiche, l'attività moderatrice aumenta passando dalle basi secondarie a quelle terziarie e indi a quelle quaternarie.

S'osservi ancora come influisce la *posizione* dei sostituenti nella molecola: un gruppo amminico in posizione 2 aumenta la attività della piridina e della chinolina, almeno per concentrazioni maggiori di 3 mg-mol. per litro. Un gruppo OH in posizione 2 diminuisce notevolmente l'attività; messo in gruppo 8 (8-ossichinolina) e risp. 4, (4-ossipiridina) l'esalta.

Sussiste quindi un legame, un nesso indubbio fra la costituzione chimica e l'attività moderatrice. Però le cose sono alquanto complicate nè le considerazioni strutturali sopra svolte sono atte a delucidare il meccanismo dell'azione inibitrice dei moderatori.

POLARIZZAZIONE CATODICA IN ACIDO CLORIDRICO 3 N ADDIZIONATO DI MODERATORI.

Se si polarizza al catodo con tensione costante ai morsetti, la corrente decresce molto poco col tempo ed arriva presto ad un valore limite i_0. Invece nell'acido addizionato di moderatore la intensità della corrente diminuisce prima rapidamente, poi più adagio per arrivare ad un valore i_∞. Al crescere della concentrazione del moderatore l'intensità decresce in un modo simile alla velocità di dissoluzione dell'Al.

Gli AA. riportano le curve di polarizzazione catodica per due casi estremi, cioè piridina ed acridina; le curve degli altri moderatori esaminati hanno un decorso analogo (fig. 1). Per poter

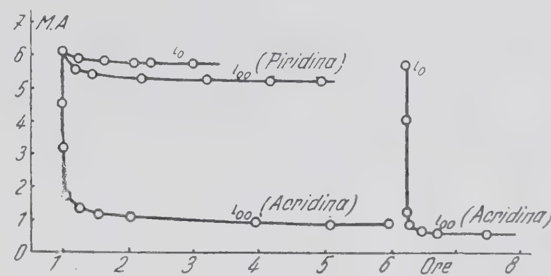


Fig. 1 - Diminuzione della corrente polarizzante col tempo, e con interruzione di corrente.

confrontare l'azione inibitrice dei moderatori sulla velocità di dissoluzione, colla diminuzione di corrente nella polarizzazione catodica, nella fig. 2 gli AA. hanno tracciato una curva nella quale sull'asse delle ascisse troviamo la grandezza $(dv/dz)_1/(dv/dz)_0$ e sulle ordinate la grandezza i_∞/i_0. Si vede da tale curva con sufficiente approssimazione che vi ha parallelismo tra l'azione inibitrice dei moderatori sulla dissoluzione dell'alluminio e tra la diminuzione della corrente polarizzante causata dai medesimi. Le due grandezze sopradette non sono però affatto proporzionali. Gli AA. opinano che ciò sia dovuto al fatto che la resistenza della corrente locale è determinata quasi esclu-

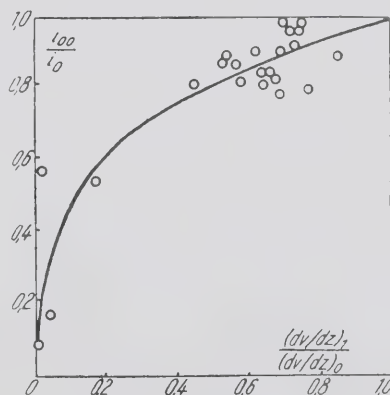


Fig. 2 - Diminuzione dei valori finali dell'intensità della corrente in dipendenza dall'azione inibitrice del moderatore.

sivamente dallo strato d'elettrolita in prossimità del catodo della pila locale. Cosicchè se la superficie del catodo è ricoperta per metà dal moderatore separatosi, anche la corrente locale scende alla metà. Ma nelle esperienze di laboratorio la resistenza dell'elettrolita in prossimità del catodo non è che una frazione della resistenza totale, perciò anche se la superficie del catodo si riduce a metà, la corrente viene diminuita d'una quantità assai minore.

Diversi studiosi hanno notato che fra l'azione moderatrice e la sovratensione dell'idrogeno esiste un nesso nel senso che la diminuzione della velocità di dissoluzione avviene parallelamente coll'aumento della sovratensione. Per quanto riguarda la metodologia di queste esperienze rimandiamo alla memoria originale.

AZIONE MODERATRICE E VELOCITA' DI DISSOLUZIONE DEI CLORIDRATI DEI MODERATORI IN HCL TRIPLO-NORMALE.

L'azione inibitrice dei vari moderatori dipende, a parità di concentrazione, anzitutto dalla grandezza delle rispettive costanti a [vedi formola (1)]; a è inversamente proporzionale alla velocità di dissoluzione, ed è $= k_1 \times i_0/k_2 \times q_0$. La intensità iniziale i_0 è costante per tutti i moderatori a parità d'altre condizioni, così pure q_0, che è la superficie

del catodo. k_1 è la quantità di moderatore separata dalla corrente d'un ampère in 1', se la concentrazione è di 1 mg-mol./litro. La costante k_2' corrisponde alla quantità di moderatore andata in soluzione in un minuto, se la superficie catodica ricoperta è di 1 cm². Questa costante dipende in misura larghissima dalla natura del moderatore, mentre k_1 ne dipende poco, dato che i sali neutri delle basi sono dissociate all'incirca nella stessa misura, nè la mobilità degli ioni permette grandi variazioni. Perciò se la velocità di soluzione del moderatore, espressa in certo qual modo da k_0', è bassa, sarà elevato a e così pure la azione moderatrice. Perciò s'è voluta determinare la velocità di dissoluzione dei cloridrati solidi delle basi organiche considerate in acido cloridrico 3 N (triplo-normale). Sembra infatti che lo strato protettore che ricopre il catodo sia costituito da un cloridrato e non dalla rispettiva base, giacchè l'azione moderatrice dovrebbe essere uguale sia in soluzione solforica che in soluzione cloridrica se lo strato protettore fosse costituito dalla base libera; ciò che non pare esatto.

Sperimentalmente si nota che i moderatori assai attivi, come: acridina, 2-fenil-chinolina, β-naftochinolina, 9-fenilacridina ecc. si distinguono per la bassa solubilità dei loro cloridrati. Ciò non vale affatto invece per le basi di media attività, dove s'incontrano i valori più disparati per la velocità di dissoluzione dei loro cloridrati. Sulle cause di quest'ultimo fenomeno, relativo alle basi medie, si possono fare solo delle illazioni.

Azione inibitrice e densita' dei moderatori.

Il rapporto densità/azione moderatrice delle basi liquide o dei cloridrati solidi è espresso graficamente da una curva riportata in fig. 3 e che vale per i cloridrati. Si vede che aumentando la

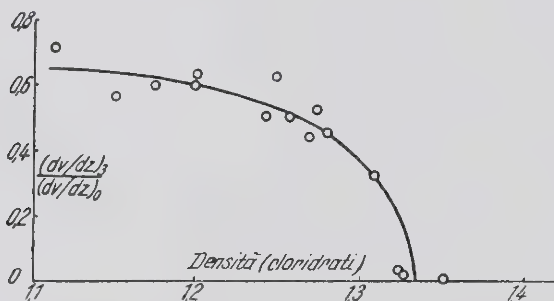


Fig. 3 - Azione moderatrice in funzione della densità dei cloridrati.

densità aumenta anche l'attività. Solo i punti corrispondenti ai composti ossidrilati restano del tutto fuori della curva. Gli AA. non si sentono d'esprimere un giudizio se questo rapporto sia di natura secondaria o se per avventura la resistenza d'uno strato protettore possa essere maggiore per l'accresciuta densità.

Del meccanismo dell'azione moderatrice.

Tutte le ipotesi emesse al riguardo concordano nell'ammettere uno strato protettore che impedisca la dissoluzione del metallo. Alcuni ammettono che tale strato sia puramente e semplicemente adsorbito sulla superficie del metallo. Altri preferiscono la teoria delle pile locali e ammettono che gli ioni positivi della base impiegata come moderatore migrino ai catodi locali, vengano quivi scaricati e le molecole ora elettricamente neutre restino trattenuti sulla superficie metallica, per adsorbimento.

Gli AA. ritengono trattarsi d'uno strato il cui spessore sarebbe determinato in prima linea dalla velocità di dissoluzione dello strato stesso nell'acido circostante.

In alcuni casi essi poterono osservare tale strato anche visualmente, così ad es. nel caso della 9-fenil-acridina si forma uno strato spesso, voluminoso, tinto debolmente in giallo verdastro che si può staccare a mano; dei frammenti ne sono portati alla superficie del liquido dalle bolle d'idrogeno staccantisi dall'alluminio, e scoppiata la bolla, i frammenti stessi ricadono a fondo. Estratto l'Al dalla soluzione, il precipitato lentamente si ridiscioglie, con che resta dimostrato che non si tratta d'un prodotto d'idrogenazione della base impiegata, giacchè tali prodotti sono insolubili in acidi diluiti. Nè si tratta di $Al(OH)_3$ colorato da corpi estranei, giacchè analiticamente non s'è trovato dell'Al, ma sibbene del Cl nel precipitato. Infine: operando la dissoluzione dell'Al nelle stesse condizioni ma in un pallone di vetro, il precipitato viene a galla e si raccoglie nel collo rimanendo protetto dalla ridissoluzione ed essendo così diminuito il moderatore nella soluzione, la velocità di soluzione dell'Al lentamente aumenta.

La separazione d'un precipitato s'è osservata solo in quei casi in cui i cloridrati dei moderatori sono poco solubili negli acidi diluiti.

D'altronde se si polarizza catodicamente, la corrente arriva al valore finale di i_∞; interrompendo e richiudendo il circuito dopo alcuni minuti, l'intensità ritorna al valore iniziale i_0 e ricade, sia pure più rapidamente, al valore finale (fig. 1). Se vi fosse un adsorbimento, non si dovrebbe tornare a i_0, per cui gli AA. pensano che la sola spiegazione è quella elettrochimica. da preferirsi a quella colloidale che ammette l'adsorbimento.

A questo punto gli AA. confutano la tesi di altri studiosi, adducendo argomenti sia teorici che sperimentali, nè li seguiremo nella polemica d'altronde interessante. Come conclusione essi ci dicono che l'azione inibitrice dei moderatori manifestamente consiste nel bloccare i catodi delle pile locali e sussiste solo fino a che dura la corrente.

Secondo la concezione elettrochimica la velocità di dissoluzione metallica negli acidi dovrebbe essere ridotta per opera d'un moderatore solo nel caso di quei metalli che vengono disciolti elettrochimicamente, cioè anche per effetto di pile locali, non in via puramente chimica. La tabella qui annessa dimostra che infatti sodio, calcio e magnesio non risentono (o solo

Tabella 1.

Metallo	$\frac{(dv/dz)_3}{(dv/dz)_0} \cdot 100$
Sodio	100
Calcio	100
Magnesio	41
Zinco	7
Alluminio	1,2

poco, pel Mg) dell'azione dei moderatori. Invece la dissoluzione di Zn ed Al è assai fortemente diminuita da un'aggiunta d'acridina. Nè si pensi che la concentrazione dell'idrato alcalino in vicinanza del metallo abbia distrutto il moderatore, poichè l'acridina s'è dimostrata assai resistente agli alcali. Che la dissoluzione di Na, Ca, Mg sia di natura chimica e non elettrochimica, gli AA. lo deducono da questo: sciogliendo dei metalli negli acidi, in questi ultimi si ha arricchimento dell'acqua pesante rispetto a quella normale. Ora pare che i metalli leggeri (alcalini ed alcalino-terrosi, incluso Mg) provochino un arricchimento molto scarso del D_2O (ossido di deuterio). Ma una ragione molto più valida, almeno a nostro vedere è questa: è sperimentalmente osservato (e lo riportano gli AA.) che la velocità di soluzione negli acidi dei metalli pesanti assai puri, come Fe ottenuto da ferro-carbonile o Zn elettrolitico, è estremamente bassa, mentre l'aggiunta di metalli più nobili accresce notevolmente tale velocità. Walker pel Fe e Mueller e Loew per l'Al in HCl hanno potuto dimostrare direttamente che la soluzione è un fenomeno elettrochimico, non puramente chimico.

Infine l'amalgama di zinco accuratamente fuso ed omogeneo, nel quale non possono formarsi pile locali, con HCl svolge H_2; lo svolgimento è impedito dall'acridina, ma il fenomeno è nettamente chimico (assenza delle pile locali) e l'acridina s'adsorbe sull'amalgama. Intingendo un filo di platino nell'amalgama di Zn, in presenza di HCl si ha svolgimento tumultuoso di H_2 al filo di Pt in soluzione priva di moderatori, sviluppo che si ferma all'istante nella soluzione addizionata di moderatore, mentre sul filo si deposita un visibile strato di acridina. Il filo così

preparato s'introduce in amalgama di Zn in presenza di HCl diluito puro; all'inizio lo svolgimento di gas è scarso, poi man mano che il cloridrato d'acridina si scioglie nel liquido staccandosi dal Pt, il gas aumenta.

Ripetendo questi ed altri esperimenti con un amalgama di calcio allo stato esso pure di completa fusione non si ha nè diminuzione di sviluppo dell' H_2 in presenza di HCl diluito, trattato con moderatore, nè aumento del volume di gas svolto per effetto dell'immersione d'un filo di Pt nell'amalgama fuso. In questo caso la reazione è di natura puramente chimica, mentre nel precedente (amalgama di Zn) era di natura elettrochimica.

V. Br.

X. - MISCELLANEA

R. B. Mason e C. S. Taylor - **Sulla deflagrazione delle miscele di polvere d'alluminio** - «Ind. and Engin. Chemistry» XXIX, pp. 626-631 (1937).

Una grande quantità di particelle, finemente suddivise, è spesso dispersa nell'atmosfera sotto forma di pulviscolo il quale, sotto molti riguardi, si comporta come una miscela di gas o di vapore con aria. Se tale pulviscolo proviene da materiale infiammabile e presenta una concentrazione molto elevata possono prodursi delle esplosioni proprio come per una miscela di aria e benzina.

La polvere di un combustibile, allorchè viene mescolata con l'aria, può formare una miscela esplosiva qualora la concentrazione superi un certo limite. Questa concentrazione limite varia a seconda della composizione chimica, della finezza, delle caratteristiche fisico-chimiche del particolare tipo di polvere che si considera. I risultati che si ottengono possono anche variare a seconda del metodo di accensione e delle condizioni fisiche che influiscono sul pulviscolo al momento dell'accensione. Per i gas od i vapori è relativamente facile stabilire il punto più basso di infiammabilità perchè si opera con miscele uniformi di composizione nota.

Nella letteratura tecnica si possono trovare dati alquanto soddisfacenti sul limite inferiore d'infiammabilità di molti gas e vapori. La cosa è ben diversa, e la ricerca molto più difficile, per quanto riguarda le polveri e quei risultati che si sono ottenuti son lontani dal concordare fra loro. Questo è precisamente il caso del pulviscolo d'alluminio.

L'oggetto delle ricerche descritte nel presente articolo fu quello di determinare con la massima esattezza il più basso punto di accensione della polvere di alluminio nell'aria e di studiare inoltre l'effetto della sostituzione di parte dell'ossigeno dell'aria con anidride carbonica od azoto.

Lo studio dei vari metodi impiegati fino adesso per la misura di detto punto di accensione pone in evidenza le grandi difficoltà sperimentali che s'incontrano nel mantenere per poco più d'un secondo o circa una sospensione di polvere abbastanza omogenea e di ben definita concentrazione.

I metodi generalmente adoperati sono stati i tre seguenti. Il primo impiegava una bomba da uno a due litri di capacità del tutto simile a quelle di un apparecchio Clement-Frazer nella sua forma originale, provvista di un dispositivo speciale per l'accensione, di strumenti misuratori e di una apparecchiatura atta a produrre ed introdurre la polvere d'alluminio. Questa può essere prima introdotta nella bomba e poi bruciata entro un intervallo definito di tempo oppure soffiata in essa attraverso un bruciatore incandescente; in entrambi i casi i risultati erano controllati da un apparecchio registratore. Questo tipo di apparecchio è stato adoperato da molti ricercatori e parecchie modifiche sono state tentate per ottenere una sospensione perfetta della polvere di alluminio, per bruciarla e per registrare i risultati. Un altro metodo è quello che impiega un crivello circolare rotante dinanzi all'imboccatura di un cilindro in modo da ottenere una concentrazione opportuna della polvere. L'apparecchio è costruito in maniera tale che possa introdursi una ben determinata quantità di polvere. Non appena si è stabilito un flusso uniforme di detta polvere, la miscela viene accesa da un acconcio dispositivo.

Il terzo metodo adopera una camera cilindrica ove la polvere viene tenuta in sospensione per mezzo di ventilatori rotanti velocemente. L'apparecchio è provvisto anche qui di dispositivo per l'accensione e di registratore di pressione.

Sono stati immaginati vari tipi di ventilatori allo scopo di ottenere un'uniforme costante concentrazione della polvere. Le particelle che la compongono infatti, quando vengono ripetutamente spinte contro le pareti della scatola tendono ad aderire tenacemente sia su di esse che sulle particelle già precedentemente attaccate; in questo modo, la concentrazione della miscela aria-polvere, è sempre minore di quella calcolata.

Questo metodo è quindi pieno di difficoltà e suscettibile di molta critica.

L'apparecchio usato negli esperimenti preliminari della ricerca trattata in questo articolo, fu fatto ad imitazione di quello descritto da Trostel e Prevert: fu adoperata una bombola sferica d'alluminio di 16 cm di diametro avente un volume interno di circa 1900 cc^3 e provvista di acconci tubi al fondo e alla sommità.

Al posto della bombola d'alluminio fu poi sostituita una boccia di vetro Pirex di 2 litri di capacità per aver modo di osservare le reazioni all'atto dell'accensione. Fu però difficile ottenere la sospensione completa della polvere che doveva essere accesa; infatti l'accensione si verificava allorchè essa veniva soffiata attraverso un riscaldatore a filo di nichrome. Però quando la polvere si era distribuita uniformemente nella boccia nessuno dei sistemi d'ignizione adoperati era capace di produrre l'accensione.

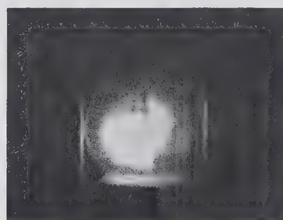


Fig. 1 - Accensione di polvere d'alluminio con un innesco tipo Glower.

La fig. 1 mostra come la fiamma si localizzi allorchè il polverino concentrato viene soffiato attraverso il riscaldatore incandescente: la concentrazione della polvere è molto elevata in questa particolare regione. E' necessario quindi innescare la polvere dopo che essa si sia uniformemente distribuita.

Molti sistemi sono stati escogitati per soffiare il polverino e parecchie modifiche sono state apportate sulla forma e sulla dimensione della boccia; furono anche adoperati degli ugelli a getto d'aria onde ottenere un'uniforme distribuzione della polvere.

Benchè il sistema ad aspirazione fece raggiungere una conveniente dispersione del polverino, tuttavia fu difficile valutarne la concentrazione nell'aria.

Il metodo finalmente adoperato è stato quello di porre la polvere d'alluminio in un tubetto e indi soffiarla nella camera d'esplosione. Fra i vari sistemi d'accensione furono adoperati quello a resisto di Nichrome (riscaldato elettricamente al color bianco o punto di fusione), e all'arco elettrico. L'innesco provocato dall'accensione d'un miscuglio di polvere di magnesio con perossido di bario risultò ottimo anche lui. Ma il più semplice ed efficace metodo d'accensione è stato quello di far percorrere un sottile fusibile di alluminio da una corrente continua a 230 V

e spegnere l'arco così generatosi mediante un fusibile a 3 ampère connesso in serie al circuito.

A causa della relativamente grande quantità di polvere che bisogna mantenere in sospensione, è stato necessario l'uso di una camera d'esplosione più piccola della boccia originaria da 2 litri.

Descrizione dell'apparecchio e procedimento sperimentale.

In base ai risultati delle prime esperienze è stato infine adottato un apparecchio il quale consta essenzialmente di una camera d'esplosione composta da un cilindro di vetro verticale chiuso ad entrambe le estremità da coperchi in alluminio e nel cui interno è stato praticato il vuoto a mezzo di pompa.

Il coperchio superiore porta un registratore di pressione ed un grosso rubinetto; la base è fornita di un bruciatore e in essa sbocca il tubo per l'immissione del pulviscolo d'alluminio. Per la lettura e la registrazione della pressione è stato adoperato il noto apparecchio indicatore di Crosby.

L'apparecchio originale di Crosby è stato però modificato fornendolo di un tamburo rotante, mosso da un motore sincrono, in modo da permettere il tracciamento della curva pressione-tempi. A bassa pressione, questa può esser letta con l'approssimazione di $\pm$ 0,01 atm.

Nella parte interna il bruciatore è costituito da due piccole sbarrette convenientemente isolate e sostenute dal coperchio inferiore alla distanza di 4,4 cm l'uno dall'altro: esse son lunghe 14 cm ed arrivano approssimativamente alla mezzeria del cilindro. Le estremità superiori sono provviste di piccoli morsetti in nichel che stringono e tengono in posizione orizzontale il fusibile d'alluminio.

Il circuito esterno consiste di un interruttore bipolare e di un sistema di valvole: per l'esperienza vengono adoperate delle valvole fusibili a 3 A, mentre invece il sottile filo d'alluminio,

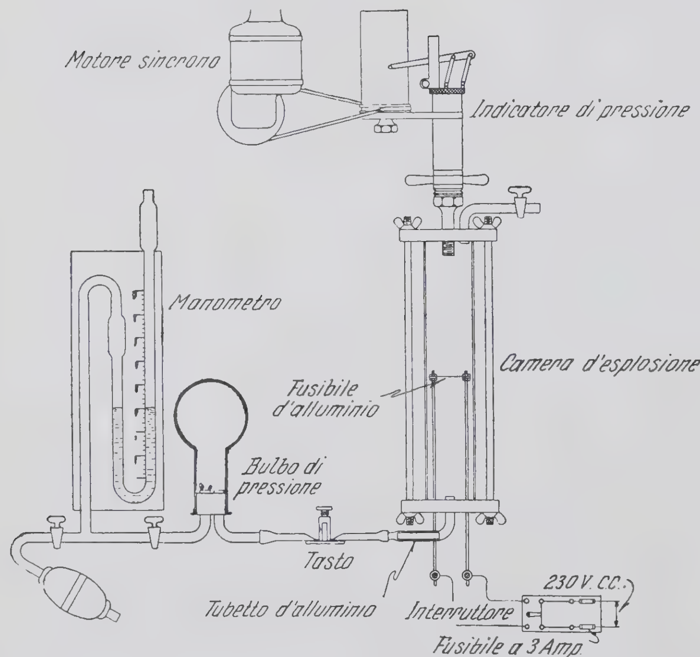


Fig. 2 - Schema dell'apparecchio di esplosione.

di 0,011 cm di diametro attaccato alle sbarrette, può bruciare e fondere anche percorso da corrente di valore molto più basso. Il circuito è alimentato da corrente continua a 230 V; ponendolo in corto circuito il fusibile d'alluminio brucia con vivida fiamma e tra i due morsetti si stabilisce un arco. Questo richiede però tanta corrente da fondere le valvole con la conseguente interruzione del circuito d'ignizione. Benchè tutta l'operazione si svolge in una piccola frazione di secondo, ciononostante essa è sufficiente ad accendere la polvere d'alluminio.

Il fusibile d'alluminio pesa 0,7 mg. Una non ben determinata quantità, in apparenza relativamente piccola, di filamento brucia durante l'esplosione; una parte di esso, sotto forma di particelle metalliche incandescenti, sporca le pareti di vetro del cilindro o, sotto forma di sferette, cade al fondo di esso e il rimanente fonde e aderisce alle estremità del filamento che rimane fra i morsetti.

Bisogna notare che anche pochi decimi di milligrammo di filamento bruciato arricchiscono la concentrazione dell'alluminio al momento preciso dell'esplosione favorendo così l'innesco: se si ammette che il filamento bruci completamente esso consuma l'ossigeno contenuto in 2,3 cc^3 di aria. Il miscuglio alluminio-aria viene ottenuto iniettando un volume misurato di aria secca attraverso un tubo di vetro orizzontale nel quale è stato introdotto un tubetto d'alluminio contenente una quantità pesata di polvere d'alluminio.

L'aria necessaria a produrre il miscuglio è mantenuta sotto ben determinata pressione entro una boccia sferica collegata con un manometro a mercurio provvisto di valvole. Un tasto a pressione, normalmente chiuso, è posto a valle della boccia per l'immissione dell'aria nel cilindro.

La pressione dell'aria è regolata in modo che ad una apertura istantanea del tasto la polvere d'alluminio si diffonda completamente in tutto il cilindro e traccie di essa debbano notarsi all'estremità del grosso rubinetto superiore.

Lo schema dell'apparecchio è mostrato in fig. 2.

Nell'eseguire una prova d'esplosione, messa a posto la polvere d'alluminio, accuratamente pesata, e riempita la boccia sferica di aria secca a pressione conveniente, il tasto viene aperto istantaneamente. Allorchè una piccola quantità di polvere comincia a uscire dal rubinetto superiore, questo viene chiuso e l'interruttore d'ignizione abbassato.

Il tempo che intercede fra l'apertura del tasto e l'abbassamento dell'interruttore è di circa 2-2,5 secondi; se la polvere d'alluminio è in quantità sufficiente, ha luogo un'esplosione la cui pressione viene registrata sul tamburo rotante.

Dopo queste operazioni il cilindro di vetro viene pulito con cura; i coperchi d'alluminio e le barrette vengono anch'essi puliti dalla polvere che vi aderisce e dalle particelle di ossido, con una forte corrente di aria compressa.

Un nuovo filamento è posto fra i due morsetti e l'apparecchio è pronto per una nuova esperienza.

Lo studio di un certo numero di osservazioni ha portato alla conclusione che la migliore e più uniforme sospensione esiste 2-2,5 secondi dopo che è stato aperto il tasto. Nelle esperienze successive l'interruttore d'ignizione veniva quindi abbassato dopo tale intervallo di tempo. Si vide, attraverso l'intensità della fiamma, che dopo parecchi minuti una piccola quantità di polvere era già aderita alle pareti del cilindro.

La curva disegnata sul tamburo dal registratore dà una visione completa dell'andamento dell'esperienza. Appena il getto d'aria trasportante la polvere d'alluminio attraversa la camera d'esplosione esso genera un leggerissimo ma percettibile movimento dell'ago registratore a punta scrivente che traccia successivamente la curva di combustione allorchè il circuito viene chiuso dall'interruttore.

Furono anche fatte delle prove in assenza di polvere onde registrare le pressioni dovute alla sola combustione del filamento e conoscere il valore della correzione da apportare nelle esperienze con polvere d'alluminio. Nell'apparecchio vi si possono adattare cilindri di vetro lunghi 28 cm ma di diametro variabile da 4,8 a 6,7 cm. Nelle prime esperienze furono usati tre cilindri di diversa grandezza aventi rispettivamente un volume di 474, 530 e 752 cc^3; per le ultime furono solo adoperati il più grande e il più piccolo. Questi diversi cilindri furono usati allo scopo di studiare l'influenza della grandezza della camera d'esplosione sulla concentrazione della polvere necessaria a provocare l'esplosione.

Si ebbero alcune difficoltà nello scegliere il tipo di polvere da sottoporre alle prove. Nelle prime esperienze la polvere di alluminio di grado Varnish non diede buoni risultati a causa della formazione di grossi fiocchi che andavano rapidamente a fondo.

Dopo altre prove eseguite con polveri raccolte dall'atmosfera

d'un impianto ove si generava pulviscolo d'alluminio, le prove finali furono condotte adoperando due tipi di polveri che gli AA. denominano rispettivamente con A e B. Il granello della polvere A aveva una grandezza media di 0,28 micron misurata col metodo di Edwards e Mason; il B era ancora più piccolo misurando solo 0,14 micron.

Quest'ultimo tipo diede degli ottimi risultati essendo quasi impalpabile: esso formava un'ottima sospensione in aria e non aderiva al tubetto d'alluminio o alle pareti della camera d'esplosione.

TABELLA I.

Pressioni sviluppate dalla combustione di polvere d'alluminio in sospensione d'aria.

Polvere	Volume della camera d'esplosione su cc.	N° di determinazioni	Polvere per litro d'aria in mg	Pressione sviluppata in atm.
A	474	2	42.2	0.03
		2	36.3	0.06
		7	84.5	0.11
		12	105.6	0.18
		5	126.7	0.95
B	474	4	21.1	0.04
		6	42.2	0.05
		5	63.3	0.08
		2	73.8	0.13
		7	84.5	0.19
		6	105.6	0.36
		1	126.7	0.97
B	752	1	13.3	0.04
		3	26.6	0.04
		1	39.9	0.06
		3	53.2	0.08
		2	59.8	0.09
		2	73.1	0.19
		7	79.8	0.23
		2	106.4	0.56
		1	133.0	1.09

DETERMINAZIONE DEL PIU' BASSO LIMITE D'ACCENSIONE.

Questo fu determinato, per ogni tipo di polvere, partendo da una fissata quantità di materiale (comunemente circa 120-150 mg di polvere per litro d'aria) che poteva esplodere con sicurezza.

Questa quantità veniva, nelle prove successive, gradualmente ridotta fino a quando le esplosioni diventavano irregolari, di varia intensità e addirittura scomparivano. Quest'ultima quantità di polvere, con la quale non si verificavano esplosioni, riferita al volume d'aria, fu presa come limite di esplodibilità.

Qualche volta venne eseguito il procedimento inverso, partendo cioè da una quantità di polvere inferiore a quella relativa al limite ed aumentandola di volta in volta.

I risultati dell'esperienza sono riportati nella tab. I ove i valori delle pressioni sono già stati corretti della pressione generata dalla combustione del solo filamento d'alluminio.

Durante le esperienze si fecero le seguenti interessanti osservazioni: intorno al valore di 50 mg di polvere per litro d'aria, non fu riscontrata alcuna propagazione della reazione e la forma dell'arco innescante era quasi uguale a quella che si formava nella prova in assenza di polvere.

L'intensità dell'accensione ossida soltanto le particelle limitrofe all'arco ma non è capace di iniziare un'esplosione. Il limite più basso d'esplodibilità si aggira intorno ai 40-50 mg per litro d'aria. Aumentando la quantità di polvere da 50 a 70 mg per litro si riscontra un lieve aumento di pressione, ma la zona di reazione è ancora limitata a quella prossima all'arco. Da 70 a 110 mg la reazione comincia a estendersi e la propagazione dell'accensione è abbastanza veloce.

Al di sopra di 110 mg la reazione è estremamente rapida con carattere esplosivo.

Le esperienze eseguite con la camera d'esplosione più grande, ebbero lo stesso andamento, ma gli errori di misura furono più rimarchevoli a causa delle maggiori difficoltà di ottenere una sospensione uniforme.

In fig. 3 è riportata una serie di fotografie che mostrano con molta evidenza l'andamento dell'esplosione provocato a diversa concentrazione di polvere.

La A (prova in assenza di polvere) fa vedere che l'arco innescante era di notevole intensità. La B e la C che solo le particelle limitrofe all'arco partecipano all'accensione e che non ha luogo alcuna propagazione della reazione. Dalla D in poi corrispondente ad una concentrazione di 63 mg p. l. la fiamma comincia a crescere d'intensità.

Gli AA. fanno un raffronto fra i loro risultati e quelli trovati da altri sperimentatori i quali, a parer loro, non fornirono dei dati attendibili a motivo dei difettosi procedimenti adoperati.

LIMITE MINIMO DI OSSIGENO.

Diluizione con anidride carbonica. — La concentrazione minima di ossigeno fu determinata partendo da una quantità di polvere d'alluminio (generalmente 210 mg p. l.) capace di generare una violenta esplosione. L'ossigeno presente venne nelle successive esperienze gradualmente ridotto diluendolo con CO_2 fino a far scomparire le esplosioni. La minima quantità di esso capace di determinare l'esplosione fu assunta come limite più basso.

Le esperienze si eseguirono anche con un peso di 315 mg di polvere: approssimativamente 300 mg di polvere sono necessari per combinare tutto l'ossigeno di un litro d'aria a pressione e temperatura ambiente. I risultati ottenuti con 315 mg di polvere furono, entro i limiti degli errori sperimentali, uguali a quelli ottenuti adoperando 210 mg di polvere.

La quantità di ossigeno presente nella sospensione di polvere fu misurata direttamente e per mezzo dell'analisi quantitativa.

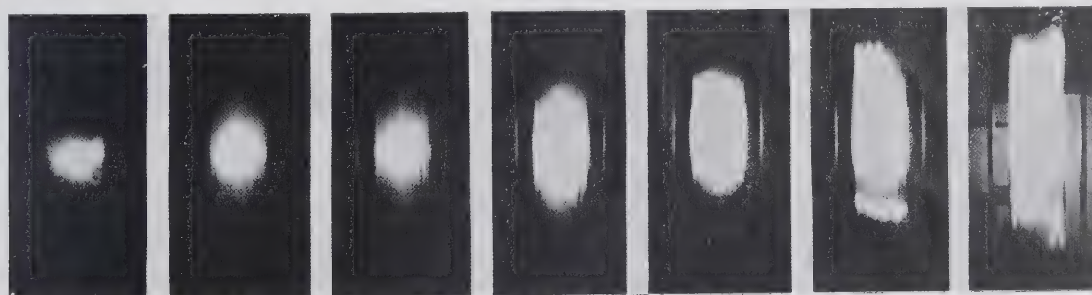


Fig. 3 - Intensità degli effetti generati dall'innesco a filamento in presenza di polvere d'alluminio in sospensione, a varie concentrazioni, nella camera di esplosione.

A = assenza d'alluminio
B = 21 mg. per litro
C = 42 mg per litro
D = 63 mg per litro
E = 85 mg per litro
F = 106 mg per litro
G = 127 mg per litro

L'aria adoperata fu fatta prima passare attraverso dell'allumina attivata e indi per un tubo misuratore accuratamente calibrato venne successivamente da questo introdotta in un apposito recipiente di distribuzione. Lo stesso fu fatto per l'anidride carbonica.

Entrambi i gas furono portati ad una costante temperatura prima di immetterli nel tubo misuratore, facendoli passare attraverso un serpentino d'alluminio immerso in acqua. La quantità di gas richiesto per ogni esperimento fu prelevata dal serbatoio e immessa nella camera d'esplosione. Il flusso di gas fu in questa mantenuto ogni volta per 30 minuti per assicurarne il completo riempimento. L'aria necessaria a soffiare il polverino fu anch'essa prelevata dal serbatoio. Regolando il flusso dei gas attraverso i tubi misuratori che immettono nel serbatoio si raggiunge la voluta cencentrazione di ossigeno. I dati forniti dai tubi e quelli ricavati dall'analisi concordano perfettamente entro i limiti degli errori analitici.

TABELLA 2.

Pressioni sviluppate dalla combustione di polvere d'alluminio in sospensione in un miscuglio d'aria e anidride carbonica o azoto.

Volume della camera d'esplosione cc.	Aria e CO_2			Aria e N		
	N° di determinazioni	O %	Pressione sviluppata atm.	N° di determinazioni	O %	Pressione sviluppata atm.
474	2	5.2	0.05	3	5.2	0.05
	6	7.6	0.11	7	8.1	0.11
	5	10.4	0.16	10	9.9	0.20
	6	11.5	0.19	4	10.1	0.20
	5	12.5	0.29	3	11.0	0.27
	5	13.5	0.39	5	12.1	0.60
	6	14.7	0.67	2	13.6	1.04
	3	16.1	0.99	..	..	..
	3	16.7	1.28	..	..	..
752	1	7.8	0.07	3	9.8	0.15
	2	11.8	0.13	7	11.8	0.21
	5	13.9	0.28	3	13.7	1.22
	2	15.8	0.34	..	..	..
	8	16.4	0.44	..	..	..

I risultati ottenuti riguardo al limite più basso di ossigeno non sono molto concordanti: essi sono riportati nella tab. 2. Si è trovato che quando l'ossigeno diluito con anidride carbonica scende al di sotto del 10% non si verifica alcuna esplosione.

Anche in questo caso si possono ripetere le stesse considerazioni fatte nella ricerca del limite per la polvere d'alluminio. Intorno al 10% di ossigeno la pressione è bassa e la reazione è limitata alla zona che circonda l'arco. Dal 10 a 15% si inizia una leggera propagazione e al 16% la reazione ha luogo completamente con violenza esplosiva.

Nel miscuglio di gas contenente meno del 15% di O si notò spesso un ritardo all'accensione in quanto che la fiamma formatasi intorno all'innesco progrediva più o meno rapidamente verso le estremità del cilindro.

Alla concentrazione limite la fiamma progrediva molto lentamente impiegando a volte 0,25 secondi a percorrere 12,7 cm lungo un tubo di diametro 6,7 cm. Questo fenomeno fu rivelato attraverso un diagramma indicatore nel quale la pressione aumentava gradualmente anzichè salire di colpo come nel caso di una vera esplosione.

Diluizione con azoto. — Il limite più basso di ossigeno adoperando come diluente l'azoto, fu determinato nell'identico modo e con lo stesso procedimento impiegato nella determinazione con anidride carbonica.

I dati relativi ricavati dalle esperienze sono riportati nella tab. 2.

L'azoto ha apparentemente un'influenza minore dell'anidride carbonica nella diluizione dell'ossigeno. Anche in questo caso la notevole temperatura del fusibile ossidava localmente le particelle di polvere d'alluminio ma non possedeva l'energia necessaria a produrre l'esplosione. Il leggero innalzamento della pressione era anche qui dovuto solamente a queste particelle combuste.

Nella determinazione dei vari limiti venne anche studiata l'influenza della temperatura dell'aria, della polvere e dell'apparecchio, l'influenza dell'umidità e l'effetto dei raggi utravioletti. In totale, allo scopo di fornire dati con sufficiente esattezza, furono fatte un migliaio di determinazioni.

P. F.

P. BEHRENS – L'ingrassatura dei conduttori aerei – «Aluminium» V, pp. 318-321 (1937).

Un articolo del Behrens apparso nel 1935 nella rivista «Aluminium» trattava lo stesso argomento, e l'autore si riferisce appunto a tale articolo per ricordare i motivi che consigliano la ingrassatura delle corde.

Esperienze fondamentali furono compiute a questo proposito sul tronco sperimentale per le vibrazioni dei conduttori, montato a Lautawerk, nel quale si tesarono due spezzoni di conduttore lunghi 600 m, fabbricati con materiale relativamente poco puro, uno dei quali era stato ingrassato con vaselina verde. Dopo cinque anni la corda non ingrassata mostrava già un leggero attacco superficiale mentre l'altra si presentava non intaccata sotto la protezione dello strato di grasso.

Si sperimentò inoltre la resistenza all'acqua del grasso protettivo spalmato sui conduttori, sottoponendo campioni ingrassati e non ingrassati ad una pioggia artificiale continua.

Al termine di tutte queste prove, si consigliò per i conduttori la vaselina Shell N° 856 e per la protezione dei corpi chiusi dei

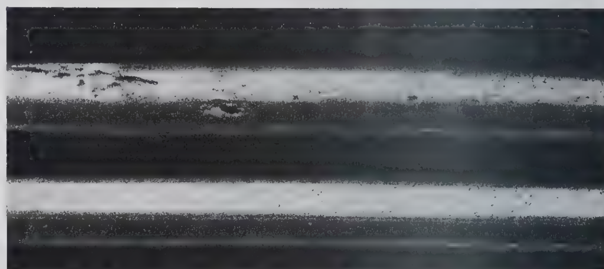


Fig. 1 - Corda non ingrassata.

morsetti — come pure delle corde nei punti di applicazione della morsetteria — il Calypsol VIAX

Inoltre la Vereiningte Aluminium Werke ottenne la D.R.P. N° 625.085 per un processo atto ad impedire l'uso di grassi inadatti e di procedimenti di ingrassatura imperfetti.

Nel frattempo furono compiute altre esperienze nell'isola di Sylt nel Mare del Nord, le quali mostrarono le speciali proprietà di protezione che aveva la vaselina Shell N° 856: mentre le corde che erano state trattate con procedimenti errati rimasero intaccate superficialmente, e le corde normali presentarono dei mutamenti nella superficie esterna, quelle spalmate con la vaselina si conservarono fino al termine della prova come nuove di fabbrica. Ciò dimostrò inoltre esaurientemente che i dubbi circa la possibilità di usare l'alluminio in prossimità del mare, potevano venire risolti ingrassando opportunamente e con certe regole i conduttori.

Un altro ciclo di prove su corde in alluminio fu compiuto lasciando degli spezzoni, i quali avevano avute le superfici trattate in modo diverso, in una atmosfera artificiale di nebbia salina per 100 - 250 - 500 giorni.

Le figure 1-4 mostrano in quale stato si sono trovate le superfici dopo 500 giorni.

La figura 1 mostra uno spezzone che non era stato ingrassato. Il filo inferiore, appartenente all'anima della corda, non presenta quasi mutamenti; il filo superiore, che faceva parte del

mantello, presenta già attacchi localizzati a causa delle forti proprietà corrosive della nebbia salina.

I fili della figura 2 erano stati trattati dopo la trafilatura con una soluzione sgrassante di soda caustica e successivamente con acido nitrico. Nonostante che l'acido fosse stato perfettamente asportato, i fili presentano forti corrosioni le quali probabilmente derivano dal fatto che la superficie era stata resa rugosa dall'acido nitrico e che in questi fili era stato tolto anche il leggero strato di grasso proveniente dalla trafilatura. Il filo superiore appartiene al mantello, l'inferiore all'anima.



Fig. 2 Corda sgrassata con soda caustica e trattata con acido nitrico dopo la trafilatura.

Nella figura 3, in alto è un filo del mantello ed in basso un filo dell'anima di uno spezzone ingrassato con un grasso saponificato. Il potere protettivo di questo grasso si conservò buono fino a 100 giorni di prova, ma dopo 250 — ed anche più dopo 500 giorni — si resero manifeste forti corrosioni.



Fig. 3 - Corda ingrassata con grasso saponificato.

La figura 4 mostra, disposti come precedentemente, un filo dell'anima e del mantello di una corda ingrassata con la vaselina Shell N° 856. Dopo 500 giorni le superfici sono in ottimo stato.

Queste prove, come pure altre compiute nell'atmosfera fortemente corrosiva del refrigerante di un camino, mostrarono che la protezione data ai conduttori dalla vaselina era ottima, mentre il grasso saponificato mancava allo scopo dopo qualche tempo.

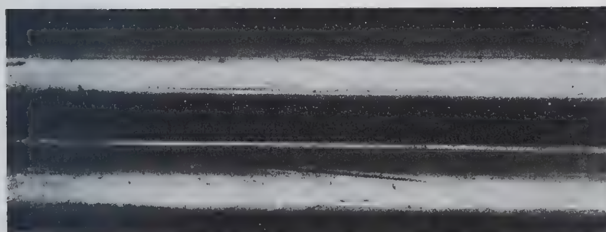


Fig. 4 - Corda protetta con vaselina Shell N. 856.

Si fecero anche esperienze su delle condutture aeree, e solamente in due casi si ebbero dei disturbi, i quali dipendevano solamente dal modo nel quale era stata praticata l'ingrassatura e precisamente dall'uso troppo abbondante di grasso.

In un caso, per effetto del riscaldamento del conduttore, il grasso fuse ed andò ad accumularsi in punti determinati formando dei grossi grumi; nell'altro durante la messa in opera la corda raccolse del sudiciume il quale in parte fu portato via dalle pulegge di tesatura, in parte rimase appeso al conduttore.

Come conclusione delle esperienze compiute ed allo scopo di sfruttare nel migliore modo possibile l'ingrassatura senza incorrere negli inconvenienti enunciati, l'A. dà i seguenti consigli:

1°) I conduttori che debbono venire montati in prossimità del mare, vanno bene ingrassati sia negli strati interni che alla superficie esterna, affinchè possano essere efficacemente protetti dalle forti corrosioni dell'aria marina.

2°) Identico trattamento debbono subire le corde per linee di distribuzione o a media tensione. L'ingrassatura agisce molto favorevolmente sulla conducibilità dei punti nei quali sono posti i morsetti.

3°) I conduttori per alte ed altissime tensioni debbono venire ingrassati uniformemente ma poco nella superficie esterna, mentre gli strati interni, e specialmente l'anima in acciaio nei conduttori bimetallici, debbono venire abbondantemente ingrassati.

4°) Per tutte le corde si deve usare solamente un grasso sul quale si siano compiute delle esperienze soddisfacenti.

In seguito a prove eseguite nei laboratori della Vereiningte Aluminium Werke in collaborazione con la Rhenania-Ossag, la vaselina Shell N° 856, la quale doveva venire importata per la maggior parte, fu sostituita dal grasso protettivo Shell N° 856 che possiede caratteristiche e proprietà molto simili a quelle della vaselina, e che deriva quasi totalmente da materie prime tedesche. Tra queste proprietà è bene ricordare quelle che più interessano per l'uso particolare in questione. Esse sono, oltre al potere protettivo, la resistenza all'acqua, la temperatura di sgocciolamento (ossia la temperatura alla quale la prima goccia sotto l'influenza del proprio peso si stacca dalla massa riscaldata e cade), la reazione neutra, la facilità con la quale si può eseguire l'ingrassatura, come pure il mantenere immutate le proprietà con la fusione.

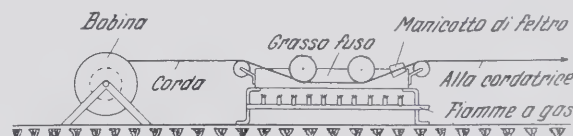


Fig. 5 - Recipiente riscaldato per l'ingrassatura delle corde.

Passando poi a trattare dell'attuazione pratica dell'ingrassatura dei conduttori, l'A. descrive alcuni dei vari procedimenti in uso. Essi possono venire suddivisi in due gruppi, a seconda che si trattino le corde o i singoli fili.

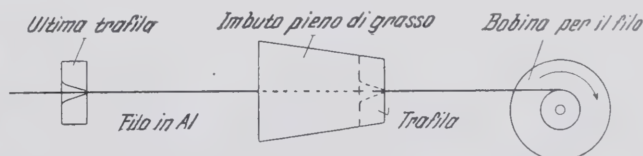


Fig. 6

Le corde vengono ingrassate durante la cordatura, facendovi gocciolare sopra il grasso fuso e cercando di ottenere una spalmatura uniforme mediante un apparecchio formato di spazzole od altro. E' però difficile con questo metodo evitare che i singoli fili presentino discontinuità nello strato protettivo.

L'ingrassatura riesce migliore facendo cadere sulla corda un sottile getto continuo di grasso fuso, il quale può venire pompato da un recipiente sottostante che provvede inoltre a raccogliere il grasso in eccesso asportato da un apparecchio apposito.

Un procedimento usato principalmente per l'anima in acciaio dei conduttori bimetallici è quello rappresentato nella figura 5.

La corda viene fatta passare in un lungo recipiente contenente vaselina mantenuta fluida col riscaldamento, e in questo modo si ingrassa perfettamente.

Non è invece consigliabile spalmare di vaselina mediante un pennello la corda già finita. Su conduttori ingrassati in questo modo si notarono corrosioni per effetto dell'acqua di condensazione, stagnante al disotto della superficie coperta di grasso.

L'ingrassatura dei singoli fili può compiersi sia durante la trafilatura, usando la vaselina protettiva come grasso da trafila, sia immediatamente dopo. In quest'ultimo caso si agisce come segue: tra l'ultima trafila e la bobina avvolgitrice si pone una specie di imbuto, in lamiera, in cuoio od altro, il quale ha il fondo verso la bobina chiuso da una trafila di diametro maggiore del filo.

Scorrendo entro l'imbuto ripieno di grasso, il filo si ricopre con uno spessore uniforme il quale può essere reso più o meno grande cambiando il diametro del foro della trafila.

Durante l'operazione si sposta il filo entro l'imbuto con le mani, in modo da usare anche il grasso fresco che si trova vicino alle pareti.

Il filo passa in seguito alla cordatura: la corda risulta ingrassata in modo uniforme, ma, se per questa operazione si usano delle macchine veloci, si hanno degli inconvenienti, in quanto il grasso viene proiettato fuori sporcando tutto intorno.

Come esempio l'A. descrive l'ingrassatura di una corda formata dall'anima in acciaio e da due strati di fili in alluminio. L'anima viene ingrassata dall'apparecchio della figura 5, nel quale il manicotto di feltro asporta il grasso esuberante.

I fili in alluminio del primo strato interno vengono fatti passare nell'imbuto ingrassante della figura 6 e poi avvolti sull'anima.

I fili dello strato esterno debbono, per le ragioni precedentemente annunciate, essere meno ingrassati ed a ciò si provvede stringendo il foro dell'imbuto. In molti casi basta anche il solo strato di grasso che rimane sul filo dopo la trafilatura, purchè si usi in questa operazione il grasso protettivo.

L. Ben.

Prof. *UMBERTO FERRARI, Direttore responsabile.*
ARTI GRAFICHE STEFANO PINELLI - VIA BORDONI, 2 - MILANO

ALLUMINIO

N. 2

MARZO - APRILE
1938

IVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI
EGGERI DELLA ASSOCIAZIONE FRA
LI INDUSTRIALI METALLURGICI

Anno VII - N. 2 Marzo-Aprile 1938-XVI

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

Redazione, Amministrazione e Pubblicità:
Via Cappellari N. 2 - MILANO - Telefono N. 84-569

Un Numero separato . . Italia L. 10 - Estero L. 15
Abbonamento . . . . . „ „ 50 - „ „ 80
Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. 100 — Estero L. 170



SOMMARIO

Le Memorie pubblicate nella Rivista vengono compensate.

CONSIGLIO DIRETTIVO

COMITATO DI REDAZIONE

REDAZIONE

CORRISPONDENTI ESTERI

GRUPPO METALLI LEGGERI DELL'ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

VIA CAPPELLARI N. 2 ~ MILANO ~ VIA CAPPELLARI N. 2

CONCORSI A PREMI PER IL 1938

Il Gran Consiglio del Fascismo, nella sua seduta del 1° marzo 1937, ha approvato fra le varie mozioni la seguente:

« Invito alla scienza e alla tecnica italiana di collaborare al sollecito raggiungimento di questo massimo di autarchia, perchè solo con la scienza, col valore e con lo spirito pronto a qualsiasi evento i popoli meno dotati possono resistere all'eventuale aggressione di Paesi ricchi di denaro e possessori di maggiori risorse naturali ».

Il Gruppo Metalli Leggeri dell' Associazione fra gli Industriali Metallurgici, allo scopo di incoraggiare gli studi relativi all' alluminio e alle leghe leggere da esso derivate, interpretando lo spirito che anima la mozione deliberata dal Gran Consiglio del Fascismo, ha deciso di bandire un concorso a premi da destinare agli autori che presenteranno entro il 28 ottobre 1938, le migliori memorie sui temi seguenti:

1°) *Tecnologia* (lavorazione plastica, fonderia, saldatura, chiodatura, lavorazione meccanica, trattamenti superficiali, verniciatura, ecc.).

2°) *Metallografia e resistenza dei materiali.*

Bandisce inoltre un concorso sui temi obbligati:

a) *Studio sperimentale della variazione delle caratteristiche meccaniche delle leghe di alluminio da fonderia in funzione dello spessore del getto.*

b) *Studio generale della resilienza delle leghe di alluminio da lavorazione plastica e discussione del significato che questo metodo di prova assume nel caso specifico.*

I concorsi sono dotati di premi per l'importo complessivo di L. 5.000,— (cinquemila) da ripartire, secondo il giudizio della Commissione, fra gli autori dei lavori più meritevoli.

La Commissione giudicatrice è costituita dai Signori:

S. E. Parravano Prof. Nicola
Sirovich Prof. Ing. Dr. Comm. Giulio
Musatti Prof. Dott. Iginio
Caro Dr. Aldo
Losana Prof. Dr. Luigi
Panseri Prof. Dr. Ing. Carlo
Pramaggiore Dr. Ing. Carlo
Ferreri Dr. Ing. Vittorio
Scarpa Prof. Dr. Oscar

I lavori dovranno essere presentati anonimi, controdistinguendoli con un motto che verrà ripetuto sopra una busta sigillata contenente una scheda col nome e l'indirizzo del concorrente.

Verranno aperte solamente le buste delle memorie che la Commissione giudicherà meritevoli di premio.

I manoscritti, in triplice copia, e le buste sigillate dovranno pervenire alla Redazione della Rivista « ALLUMINIO », Via Cappellari, 2 - Milano, non oltre le ore 24 del giorno 28 Ottobre 1938-XVI.

La saldatura elettrica a punti delle leghe di alluminio con bassa intensità di corrente

G. LO BUE

(Memoria premiata al Concorso indetto dalla Associazione Nazionale Fascista fra gli Industriali Metallurgici).

Class. Dec. 621.791.7

RIASSUNTO. - Si descrive un processo per la saldatura elettrica a resistenza delle lamiere in alluminio e sue leghe, che utilizza le normali saldatrici di piccola potenza adoperate per le lamiere di acciaio. Tale processo è basato sul principio di aumentare, per mezzo di uno strato di ossido (anodico), la resistenza elettrica delle superfici da saldare, aumentando in pari tempo la quantità di calore prodotta e la temperatura raggiunta. - Si descrive anche un adatto ed economico processo di ossidazione, e si esaminano i risultati ottenuti sulle saldature eseguite, in merito alla resistenza meccanica, al costo e alla protezione alla corrosione.

Scopo dello studio sul quale si riferisce è quello di permettere l'impiego delle normali saldatrici elettriche a punti o a cucitura continua adoperate per l'unione delle lamiere di acciaio al carbonio, anche per la saldatura delle lamiere in leghe di alluminio, e ciò malgrado l'intensità di corrente relativamente bassa che dette macchine sono capaci di erogare.

E' risaputo infatti che per le leghe di alluminio, data la loro grande conduttività elettrica, è necessario adoperare delle intensità dell'ordine di diverse decine di migliaia di ampère (sino a 50.000) per ottenere la fusione del punto di contatto.

Le macchine a tale scopo costruite sono formate da complessi notevolmente costosi sia, come si è detto, per la grande potenza e intensità richieste, sia per una serie di dispositivi accessori che si rendono necessari al loro funzionamento (interruttore a motore sincrono a valvole a griglia polarizzata, per ottenerne la chiusura del circuito sempre allo stesso punto dell'onda, e impulsi dell'ordine di 1/100 di secondo; variatori di pressione tra le punte, ecc.).

Esse poi richiedono un regolaggio molto preciso, e adoperate con le pinze mobili, risultano in genere poco maneggevoli per la necessaria brevità e notevole sezione dei conduttori.

Caratteristiche del processo.

Il sistema in esame si basa sul principio di aumentare artificialmente, mediante apposita preparazione, la resistenza elettrica della superficie di contatto fra le due lamiere da saldare.

Questo strato ad alta resistività, deposto o prodotto in sottilissimo spessore, è tale da non ledere in alcun modo la resistenza alla corrosione del materiale, ma anzi da aumentarla; l'esistenza poi di una zona di notevole resistenza elettrica nel punto di contatto fra le due superfici da saldare permette di ottenere i seguenti risultati:

a) Fusione del materiale con debole intensità di corrente ($Q = R I^2$).
b) Concentramento della zona fusa vicino alle superfici di contatto fra le lamiere; materiale inalterato vicino alle superfici esterne, anche con prolungati passaggi di corrente.
c) Possibilità di impiego di normali interruttori meccanici in quanto non appena avvenuta la saldatura per il riscaldamento dello strato ad alta resistenza elettrica, la intensità relativamente debole che continua a circolare provoca un trascurabile riscaldamento ulteriore.
d) Ampiezza consentita nel regolaggio della intensità di corrente della macchina e nella durata dell'impulso e ciò per le stesse ragioni di cui ai comma b) c).

Si passerà a descrivere dettagliatamente il processo nelle varie fasi, esaminandone i risultati ottenuti.

Preparazione delle lamiere.

Tralasciando di riportare i numerosissimi esperimenti eseguiti su i più vari processi meccanici e chimici atti alla formazione dello strato resistente superficiale, si descrive quello definitivamente scelto: ossidazione anodica a spazzola con soluzione di acido ossalico.

L'ossidazione anodica, come è noto, viene largamente adoperata per la protezione alla corrosione dell'alluminio e delle sue leghe, per tanto il processo in esame non è in alcun modo nocivo alla conservazione del materiale, anzi favorevole.

L'uso dell'acido ossalico come elettrolita ha permesso di evitare l'immersione in bagno, in quanto l'ossidazione si compie in modo estremamente semplice e rapido a mezzo di un elettrodo rivestito di feltro e imbibito nella soluzione al 3%.

Le prime prove, i cui risultati furono apprezzabili, vennero eseguiti con tensione di ossidazione di 12÷20 V. in corrente continua; essa però fu portata nelle esperienze successive a 40 e poi a 80 V aumentando in tal

modo sensibilmente la resistenza meccanica dei punti saldati. Tale ultimo valore fu poi scelto definitivamente in quanto permette un trattamento sufficientemente rapido pur con uno strato perfettamente regolare di ossido.

Sono state eseguite delle prove variando la durata di ossidazione a tensione costante, riscontrando, se l'operazione viene eseguita come descritto, cioè fuori bagno, nessuna apprezzabile influenza del tempo sulla resistenza del punto saldato in condizioni di saldatura costante.

Lo spessore dello strato di ossido, infatti, entro dati limiti, dipende dalla tensione adoperata nel processo più che dalla durata di esso.

Aumentando la tensione oltre gli 80 V avviene un notevole riscaldamento nella soluzione, il che è bene evitare. Con questo valore d'altronde l'ossidazione si compie con tale rapidità da permettere il passaggio dell'elettrodo mobile (spazzola) con la velocità da 100 a 200 mm al secondo sulla striscia che deve venire saldata, e lo spessore dello strato raggiunge la dimensione più conveniente.

Per le note proprietà raddrizzatrici dell'alluminio in elettrolita adatto, è stato sostituita la corrente continua con corrente alternata di più facile produzione.

Il pezzo da trattare viene posto su un tavolo metallico (alluminio) collegato a terra e a un capo del secondario di un trasformatore a 80 V da 1 K. W., mentre l'altro capo viene collegato all'elettrodo costituito da una piastra di carbone di storta rivestito inferiormente di uno spesso strato di feltro, e sulla parte superiore e laterale completamente di gomma o altro isolante, così da evitare qualsiasi dispersione di corrente sull'operaio addetto.

Un manico, anch'esso di materiale isolante, rende più maneggevole l'elettrodo.

Lo spessore dello strato di ossido così ottenuto è dell'ordine di grandezza del micron o meno. E' perfettamente aderente, flessibile, duro; resistente a sfregamenti anche energici e si sostituisce a macchie o lievi corrosioni precedentemente esistenti sulla superficie della lamiera; il suo colore è di un bianco matto, simile a quello del dural dopo decapaggio, così da far pensare alla convenienza di sostituire tale processo con la ossidazione anodica, per quei casi in cui esso è richiesto (capotterie) riunendo i vantaggi dell'estetica, della protezione alla corrosione e della possibilità di saldatura senza alcuna ulteriore preparazione.

Altre soluzioni sperimentate, sia per il processo a spruzzo che ad elettrodo, hanno dato degli inizi di corrosione (acido solforico, acido cromico) o degli stati di ossido troppo spessi, così da non garantire la regolare perforazione sotto la bassa tensione delle punte della saldatrice.

Dopo il trattamento anodico il dural viene risciacquato in vasca con acqua o lavato a spugna e poi saldato anche bagnato; comunque la soluzione di acido ossalico, anche lasciata asciugare sul dural senza lavaggio, non produce alcun principio di corrosione.

FUNZIONAMENTO DELLA MACCHINA.

Per tutti gli esperimenti eseguiti, e i cui risultati saranno riportati in seguito, si è adoperata una saldatrice a punti per lamiere di ferro di piccola potenza (Malaguti) fig. 1 da 10 kVA intermittenti, alla quale si è soltanto aggiunto un ammortizzatore a glicerina graduato, sull'interruttore automatico (fig. 2) per ritardare lo scatto del relais di una frazione di secondo variabile entro certi limiti, per poter permettere la regolazione della macchina senza ripetere le prove preliminari ad ogni lavorazione.

Per determinare le migliori condizioni di funzionamento, proporzionando cioè il diametro delle punte, la loro pressione e il tempo di saldatura alla massima intensità erogabile della macchina, si sono eseguite delle serie di esperienze agendo ogni volta su una sola di tali variabili.



Fig. 1

Si è riscontrato che pur avendo ciascuna di esse un'influenza sulla resistenza del punto saldato, nessuna è veramente critica.

I migliori risultati si sono ottenuti con 60 kg circa di pressione fra le punte, corrispondenti (dati i bracci di leva normalmente adoperati in tali macchine) alla pressione comunemente esercitata dall'operaio per la saldatura del ferro e dell'acciaio.

Detto valore si può mantenere costante regolando una molla tarata che inserisce, soltanto dopo una determinata deformazione, il trasformatore della macchina alla rete; quasi tutte le comuni saldatrici del commercio sono già munite di un tale dispositivo.

Il diametro più conveniente delle punte, per lamiere da 0,5-1 mm è di 2,8-3,5 mm; il tempo di saldatura circa 1/3÷1/5 di secondo, facilmente ottenuto regolando il detto ammortizzatore a glicerina aggiunto all'interruttore di massima.

E' buona norma, qualora si debbano eseguire delle

saldature su lamiera la cui superficie esterna sia eccessivamente ossidata, di pulirle con spazzola molto flessibile a mano o a motore; tale operazione è però superflua per lamiere allo stato normale di conservazione.

Sovrapponendo diverse lamiere trattate all'ossidazione, si ottengono in modo perfettamente regolare delle saldature a 3 o 4 strati, utili in caso di applicazioni di nervature, rinforzi o altro.

Si è anche sperimentato, con risultato soddisfacente, la sostituzione del trattamento anodico già descritto con l'interposizione fra le lamiere da saldare di una sottile e stretta striscia di dural (0,1 a 0,2 di spessore) ossidata sulle sue superfici, e che può venire fornita già preparata.

Si ritiene però che non sia il caso di ricorrere a un tale sistema data la facilità con cui il trattamento sulle lamiere può essere eseguito in qualsiasi officina.

Resistenza meccanica ottenuta.

La resistenza al taglio è stata misurata su provini di dural da 1 mm di spessore, saldati in due punti distanti fra loro circa 8 mm, con una opportuna regolazione della macchina (pressione 60 kg., tempo 1/5 di secondo, diametro delle punte 3 mm). Detta resistenza, in numerose serie di esperienze metodicamente ripetute, è variata tra un minimo di 170 kg, e un massimo di 190 kg per punto.

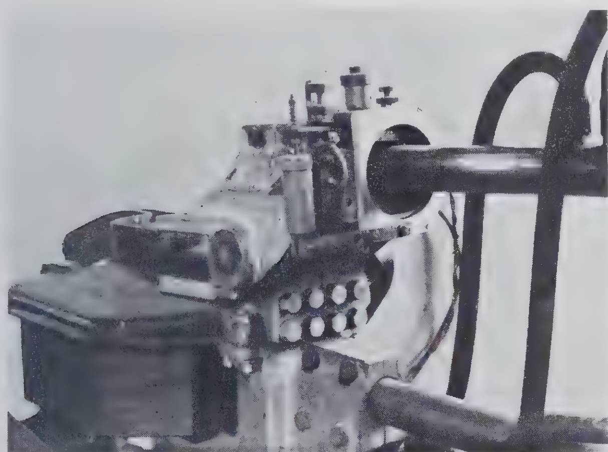


Fig. 2

Ne consegue una resistenza superiore a quella di un buon ribattino, di dural da 3 mm, normalmente adoperato per detto spessore di lamiera, e che può essere sostituito con tutta sicurezza, così come è stato fatto con risultati soddisfacenti su capoterie, centine di impennaggi particolari di armamento e di carenatura, ecc. (Vedere figg. 9-10).

Aumentando la durata dell'impulso di corrente a quasi 1 secondo, la resistenza di ciascun punto saldato scende a 150-160 kg per un meno rapido raffreddamento e conseguente minore capacità di bonifica del materiale, come si dirà in seguito.

Mantenendo l'impulso di corrente entro 1/5 di secondo circa e diminuendo la pressione fra le punte sino a 40 kg, la resistenza di ciascun punto va a 140-150 kg; non è conveniente inoltre aumentare tale pressione molto al di là di 60 kg per non diminuire la resistenza elettrica dell'ossido di alluminio compresso.

Tali valori della pressione sono stati determinati con punte da 3,2 mm circa di diametro da cui la pressione optimum di circa 8 kg per mm² di punta.

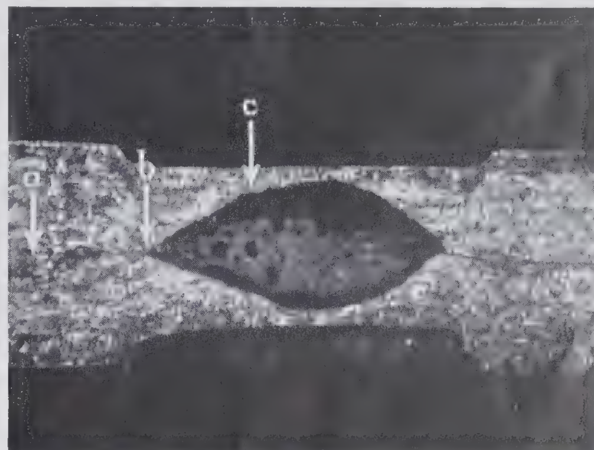


Fig. 3

Aumentando il diametro delle punte per avere una più grande sezione di massa fusa e più resistenza meccanica, è necessario mantenere la pressione proporzionale; è richiesta però anche una maggiore intensità di corrente che la picola macchina adoperata non permetteva di ottenere.

Tutti i valori su riportati della resistenza meccanica allo strappamento dei punti saldati sono stati ottenuti tirando alla macchina i provini almeno dopo 4 giorni dalla saldatura. Subito dopo questa, invece, la resistenza meccanica risulta essere costantemente inferiore di circa il 20-25%, e ciò fa pensare che il limitato riscaldamento della massa attorno alla zona di fusione, dovuto, malgrado la relativa lentezza dell'interruttere meccanico, alla esigua corrente circolante, permetta un rapido raffreddamento della massa fusa col presumibile risultato di bonificarne il materiale.



Fig. 4

Tale ipotesi sembra venire confermata, come si dirà in seguito dall'esame di alcune micrografie.

Per spessori inferiori al millimetro, la resistenza del punto saldato diminuisce sino a circa 80÷90 kg per lamiere da 0,5, equivalenti alla resistenza del ribattino da mm 2÷2,5 che correntemente si adopera per detti spessori.

Per lamiere oltre il millimetro, la limitata potenza della macchina sulla quale si è sperimentato non ha permesso di ottenere un proporzionale aumento di resistenza.

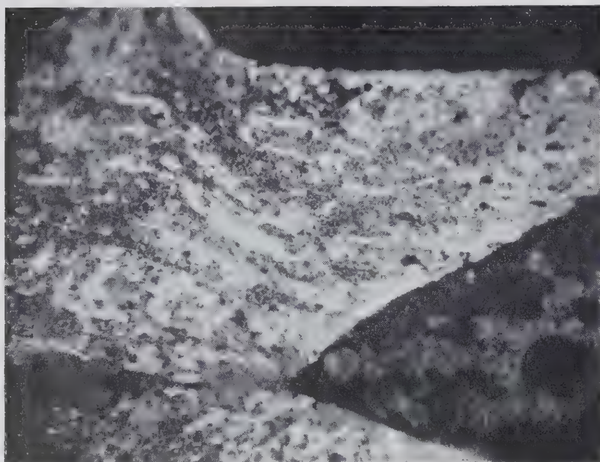


Fig. 5

In conclusione una macchina da 10 KVA istantanei permette di ottenere su lamiere sino a 1 mm di spessore gli stessi risultati delle macchine ad alta intensità.

VANTAGGI DEL SISTEMA.

Costo. Tralasciando la economia sulla energia consumata, rispetto alle macchine a grande intensità di corrente e di uguale capacità di produzione, si fa notare il minor costo di impianto (circa 1/20).



Fig. 6

Ciò è di notevolissima importanza quando si voglia attrezzare tutta un'officina, per la sostituzione della chiodatura con la saldatura a punti, anche limitatamente alle capoterie, strutture di armamento, scatole ecc.

Il costo della preparazione del dural per mezzo dell'ossidazione anodica è trascurabile, limitandosi fra energia, elettrolita e mano d'opera a pochi centesimi per metro di saldatura (2 superfici).

FACILITA' DI REGOLAZIONE DELLA MACCHINA.

I risultati precedentemente esposti mostrano che, pur avendo le variabili tempo dell'impulso di corrente, e pressione delle punte, una notevole influenza sulla resistenza del punto saldato per la stessa caratteristica del processo, esse non sono più critiche di quanto non siano nella saldatura dell'acciaio.

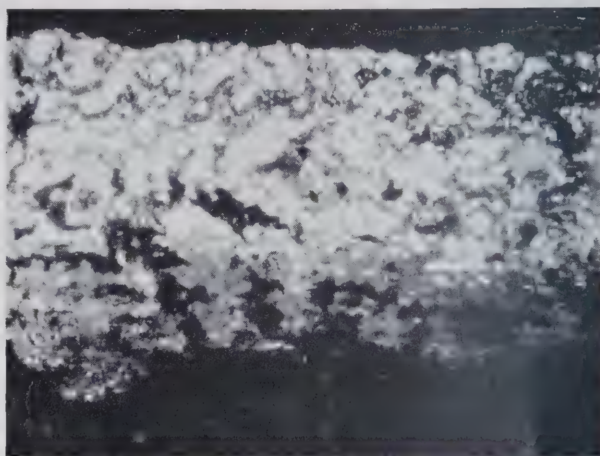


Fig. 7

Come per questa, la condotta delle macchine è estremamente semplice.

PROTEZIONE ALLA CORROSIONE.

Sia per lo strato di ossido interno artificialmente formato, sia per la localizzazione del riscaldamento alla superficie di contatto fra le due lamiere, a causa della notevole resistenza elettrica ivi esistente, il punto saldato con il processo descritto si trova nelle migliori condizioni di resistenza alla corrosione.



Fig. 8

La cristallizzazione del materiale alla superficie esterna rimane inalterata, come rilevasi dalle figg. 3, 4, 5, 6 e quindi non attaccabile.

La fig. 3 mostra la sezione di un punto di saldatura con processo descritto fra due lamiere di dural da 1 mm di spessore.

Le figg. 4, 5, 6, mostrano a maggiore ingrandimento le zone che nella figura 3 sono state controssegnate rispettivamente con a, b, c.

Ancora la fig. 7 mostra la sezione di un'altra saldatura in una zona corrispondente a c) della fig. 3, attaccata con reattivo più energico.

Tutte tali micrografie confermano che la variazione della struttura del materiale è avvenuta esclusivamente entro lo spessore delle lamiere, mentre le superfici esterne a contatto con l'ambiente non hanno subìto alcuna alterazione.

E' risaputo inoltre che una zona particolarmente soggetta alla corrosione è il perimetro della massa fusa, a causa dell'eterogeneità tra il materiale di questa e quello del rimanente delle lamiere.

Anche sotto tale aspetto il punto saldato col processo descritto si trova nelle migliori condizioni per l'isolamento prodotto dall'ossido che contorna il materiale fuso.



Fig. 9

Le figg. 8-9 mostrano rispettivamente due punti saldati con una macchina ad alta intensità, e col processo descritto, attaccati entrambi con lo stesso reattivo e per lo stesso tempo.

Nella prima, per effetto di una accidentale non perfetta regolazione della macchina, la superficie esterna della saldatura, riscaldata, è divenuta facilmente attaccabile, la seconda ritrae un punto saldato regolarmente col processo all'ossido per niente attaccato dal reattivo.

Tale esame facilmente attuabile anche a occhio nudo in qualsiasi officina, è molto utile per il controllo della regolarità della saldatura.

E' da notare inoltre che alcune case costruttrici di saldatrici elettriche per leghe leggere ad alta intensità di corrente prescrivono il decapaggio alla lamiera prima della saldatura, per evitare che tracce d'impurità possano provocare delle indesiderate bruciature, fusioni del materiale e passaggio di rame dalle punte, sotto il forte ampèraggio circolante.

Tale norma che è di grave pregiudizio alla resistenza alla corrosione del materiale, è evidentemente inutile nel processo all'ossido.

Saldatura sui grandi pezzi.

La minore intensità di corrente permette una notevole maggiore maneggiabilità delle pinze, nei casi in cui esse

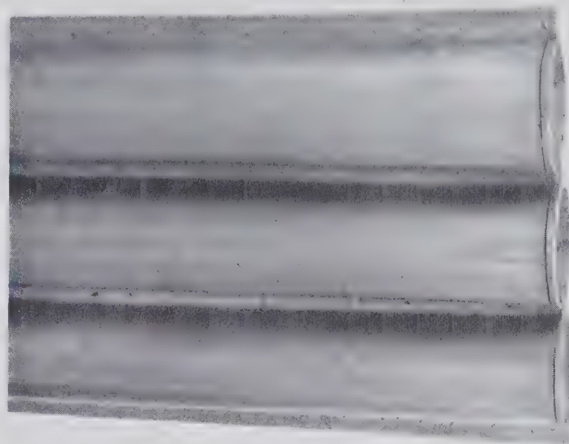


Fig. 10

sono richieste dalla inamovibilità dei pezzi da saldare, e ciò in quanto i conduttori risultano di sezione ridotta e possono essere notevolmente prolungati; tutta la pinza inoltre risulta più leggera e più piccola.

Sviluppi del sistema.

L'aumento della potenza della macchina, pur restando nel campo di quelle adoperate per la saldatura degli acciai, permetterebbe, in spessori di oltre 1 mm punti di maggiore sezione di quelli sinora ottenuti e meccanicamente più resistenti, così da potere essere utilizzati

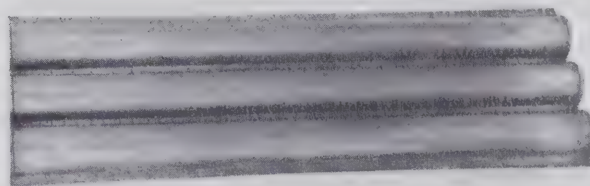


Fig. 11

anche per la costruzione di strutture di forza su lamiere o profilati a forte spessore, come ali, fusoliere, ecc.

Altra interessante applicazione del sistema in esame è costituita dalla saldatura continua per giunti stagni, già correntemente eseguita nelle macchine ad alta intensità.

La mancanza di attrezzature adatte ha impedito di esperimentare il processo di questo campo in maniera industriale, ma alcune prove di cuciture con punti parzialmente sovrapposti hanno mostrato la possibilità di immediata applicazione del processo all'ossido anche alla cucitura continua che, come è noto, viene effettuato fra due elettrodi a forma di disco dotati di movimento rotatorio uniforme, e fra i quali viene lanciata la corrente saldante.

Dato l'interesse che presenta il sistema per la rapida costruzione dei serbatoi, si procede attualmente alla sua messa a punto.

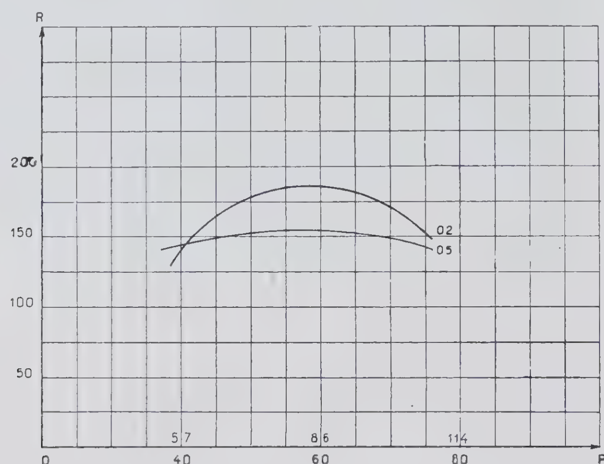


Fig. 12 - Resistenza al taglio di un punto saldato in funzione della durata della corrente di saldatura e della pressione fra le punte ($\phi = 3$ mm). Tensione di ossidazione 80 V c. a.

Conclusioni.

Il sistema di saldatura a resistenza di lamiere in leghe leggere con produzione artificiale di uno strato superficiale ad alta resistenza elettrica è perfettamente attuabile nel campo industriale e già messo a punto per gli spessori normalmente adoperati per ogni genere di capoterie, con l'uso delle stesse macchine a bassa intensità oggi adoperate per la saldatura a resistenza di lamiere di ferro, con modifiche di lievissima entità.

Le condizioni di funzionamento non sono per nulla critiche ottenendosi delle saldature di resistenza praticamente costante con facile regolazione della macchina.

Il processo di formazione dello strato resistente è rapido, di pochissimo costo, e molto semplice; detto strato contribuisce alla resistenza alla corrosione del materiale.

La resistenza allo strappamento di ogni punto, già ottenuto con una piccola macchina da 10 KVA istantanei è sino a spessori di 1 mm, equivalente a quella della saldatura ottenute con macchine ad alta intensità di corrente, e superiore alla resistenza al taglio di un ribattino di durall da 3 mm; il sistema è dunque immediatamente utilizzabile nell'industria per ogni genere di capoteria, strutture di armamento, scatole, carenature, rivestimen-

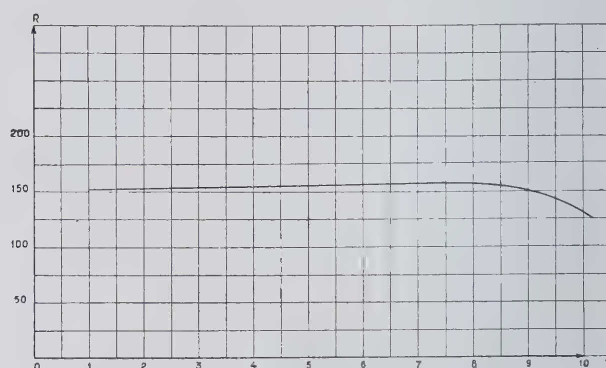


Fig. 13 - Resistenza al taglio di un punto saldato in funzione della durata di ossidazione del dural. Provini sp. 0,8 mm. Ossidazione in bagno 60 V c. a.

ti, ecc. ove tale diametro di ribattini è raramente sorpassato, con notevolissima economia di esercizio rispetto alla chiodatura (80÷90%) o di costo di impianto rispetto alle macchine attualmente in commercio ad alta intensità di corrente (90÷95%).

Dalla bassa intensità adoperata nel processo in esame conseguono, anche, oltre all'economia, diverse altre caratteristiche e principalmente la facilità dell'uso delle pinze e delle macchine a grandi bracci, la resistenza alla corrosione del punto saldato, la bonifica del materiale fuso, ecc.

Il processo si presta anche alla saldatura continua (a tenuta) ed è in via di sperimentazione su lamiere a forti spessori per giunti di forza.

Ottobre, 1937-XV.

Dalle vibrazioni ai conduttori antivibranti

G. DASSETTO

Class. Dec. 621.315

L'Autore, dopo aver spiegato la genesi delle vibrazioni dei conduttori ed avere annunciato i mezzi usati per proteggere le linee elettriche dalle vibrazioni, tratta estesamente dei conduttori antivibranti, della loro messa in opera e delle apparecchiature relative.

Fenomeno di vibrazione.

Le vibrazioni dei conduttori di linee aeree per trasporto di energia elettrica hanno richiamato l'attenzione dei tecnici da quando le speciali nuove condizioni cui tali linee devono rispondere hanno imposto campate lunghe, grandi sezioni ed elevate sollecitazioni.

Dette vibrazioni sono generalmente visibili ai nostri occhi sotto la forma di vibrazioni longitudinali, che si propagano nel piano verticale del conduttore, con distanze nodali che variano fra 1 e 8 metri e frequenze comprese fra 6 e 60 per/sec. Dalle dirette osservazioni risulta che l'ampiezza di queste vibrazioni varia da 0,5 a 2 volte il diametro del conduttore.

E' ormai un fatto acquisito che la causa delle vibrazioni va attribuita all'azione di venti ad andamento quasi uniforme e con velocità compresa fra 1 e 6 m/sec, corrispondente a quella delle brezze serotine e mattutine e dei venti locali, che, soffiando in direzione normale o quasi a quella della linea, provocano la formazione di vortici dietro ai conduttori. Tali vortici originano, per differenza di pressione, risucchi alternati verso l'alto ed il basso, che imprimono degli impulsi al conduttore, i quali, se eguali alla frequenza propria di questo o ad una armonica superiore, lo possono mettere in vibrazione.

Secondo Preiswerk è però necessario che il distacco dei vortici, il quale inizialmente si avvicenda in modo disordinato lungo tutto il conduttore, avvenga in luogo e momento opportuni. Cioè, se tale fenomeno si ripete nello stesso istante e nello stesso senso su una data lunghezza di corda, a questa sarà impresso un leggero movimento. Ha così origine un'onda migrante, che a sua volta provoca il distacco prematuro, ma ordinato, di ulteriori vortici, i quali imprimono nuovi impulsi al conduttore. L'onda migrante ingrandisce pertanto la sua ampiezza; riflessa ai morsetti aumenta il numero dei distacchi; i vortici vengono a poco a poco ordinati in un sistema oscillante e l'onda migrante si trasforma in onda stazionaria.

Riassumendo: il movimento iniziale del conduttore dovuto ad un lieve impulso vorticoso, dirige il distacco dei vortici, che a loro volta impartiscono al conduttore gli impulsi necessari all'amplificazione ed al mantenimento del moto vibratorio.

Schwenkhagen ha dimostrato che la larghezza della zona di formazione dei vortici attorno al conduttore non comporta che un valore pari a 1,22 volte il diametro di questo. Tale valore limita quindi l'ampiezza di vibrazione: il conduttore non può eseguire che movimenti massimi pari a circa due volte il proprio diametro, come è confermato dalle osservazioni.

Gli impulsi sono tanto maggiori, quanto maggiore è il diametro del conduttore e la frequenza tanto più elevata quanto più alto è il rapporto fra la sollecitazione meccanica del conduttore e la sua massa specifica. Altrimenti detto, l'impulso eccitatore è proporzionale al diametro del conduttore e l'ampiezza di vibrazione aumenta con l'aumentare della sollecitazione, in quanto aumenta il valore della semionda, senza che venga raggiunto il raggio critico di curvatura, al disotto del quale le vibrazioni si smorzano per attrito dei fili elementari fra di loro.

Grandi campate favoriscono in modo particolare il formarsi ed il perdurare dei fenomeni vibratori e permettono altresì, ad ogni cambiamento dell'intensità del vento, che vengano ritrovate le condizioni necessarie alla risonanza.

Conseguenze delle vibrazioni.

L'importanza di questi fenomeni vibratori è dovuta al fatto che essi possono condurre col tempo alla rottura dei singoli fili e talvolta a quella dell'intera corda, qualunque ne sia il metallo costituente.

Queste rotture, dovute al continuo processo di flessioni alternate, cui sono assoggettati i conduttori, si riscontrano soprattutto all'imbocco di quei morsetti di sospensione, che non possono docilmente seguire tali movimenti. Esse avvengono principalmente per stanchezza del materiale e sono caratterizzate da una superficie piana, leggermente inclinata rispetto alla sezione normale all'asse del filo.

Il conduttore tesato viene così ad essere sottoposto alle seguenti sollecitazioni:

a) tensione statica (sollecitazione di posa + variazioni dovuta alla temperatura + vento);

b) sollecitazione di piegamento dovuta alla freccia statica del conduttore;
c) tensione dinamica dovuta all'aumento di lunghezza per vibrazione;
d) sollecitazione di piegamento dovuta alle deformazioni delle sinussoidi durante la vibrazione.

Al morsetto portante vanno poi aggiunte sollecitazioni dovute a:

e) accelerazione della massa del morsetto vibrante;
f) attriti per perno del morsetto;
g) onde migranti;
h) compressione e taglio al serraggio.

Se la somma delle suddette sollecitazioni supera il limite di fatica dei singoli materiali, si giunge alla rottura.

CARATTERISTICHE DEI MORSETTI PORTANTI.

Il punto debole dei conduttori leggeri è quindi localizzato nel breve tratto compreso fra le due imboccature del morsetto di sospensione. Il morsetto portante non deve rappresentare un punto di riflessione delle vibrazioni, ma un nodo delle stesse. Nel primo caso si hanno nel conduttore rilevanti sollecitazioni aggiuntive per la resistenza che il morsetto oppone al naturale movimento di quello: nel secondo invece detta sollecitazione risulta di valore zero, infinito essendo in un nodo il raggio di curvatura. Se il morsetto non avesse peso, cioè se il conduttore p. es. venisse sospeso ad un filo, certamente in tale punto di sospensione si formerebbe sempre un nodo. Sono perciò da escludere morsetti pesanti.

Anche le tacche dovute ad eccessivo serraggio dei premitreccia hanno una notevole influenza: esse conducono sovente a rotture negli strati interni del conduttore.

Ecco riassunte le condizioni sufficienti e necessarie cui deve rispondere un morsetto portante adatto per conduttori leggeri:

1°) leggerezza;
2°) minimo momento d'inerzia polare rispetto all'asse di rotazione;
3°) facile oscillamento attorno al perno centrale;
4°) compressione uniforme e poco elevata del conduttore, possibilmente per mezzo di un solo premitreccia;
5°) frequenza propria differente da quella del conduttore (per evitare fenomeni di risonanza);
6°) costituito da poche parti;
7°) montaggio facile, che escluda qualsiasi errore.

APPARECCHI ANTIVIBRANTI.

La misura delle vibrazioni di linea è non solo importante per le indicazioni che se ne ricavano circa il comportamento effettivo dei vari materiali in opera, ma sopratutto per lo studio e la messa a punto dei mezzi più efficaci atti a combattere le vibrazioni stesse.

E' stato così possibile di realizzare vari sistemi antivibranti. Essi si possono suddividere in due gruppi: dispositivi smorzatori o attivi, atti a combattere le vibrazioni, e dispositivi ammortizzatori o passivi, atti a diminuire la sollecitazione dei conduttori nei morsetti portanti.

Gli smorzatori più conosciuti sono:

1°) a leva;
2°) Stockbridge;
3°) a peso molleggiato.

Degli ammortizzatori ricorderemo:

1°) nastratura;
2°) sbarrette biconiche (amor rods);
3°) a lamella.

Minuziose ricerche, eseguite su linee sotto tensione attraversanti zone oltremodo favorevoli alla formazione di fenomeni vibratori, confermano che gli apparecchi ammortizzatori non concorrono per nulla all'eliminazione delle vibrazioni. Essi possono solo dare al conduttore una maggior resistenza contro l'azione delle stesse nei punti di sospensione.



Fig. 1 - Tipo di morsetto portante adatto per conduttori di alluminio.

Per l'incertezza di una benefica influenza degli ammortizzatori e, sovente, la difficoltà di un loro montaggio perfetto, viene data generalmente la preferenza agli smorzatori che hanno dimostrato di riuscire a tranquillizzare i conduttori o a ridurre a limiti non più pericolosi i fenomeni vibratori. Indirettamente gli smorzatori concorrono pure alla protezione degli isolatori e degli stessi pali a traliccio.

Particolare menzione va fatta allo smorzatore a peso molleggiato (vedi figura 2). Esso è composto di un

peso A portato per 9/10 dalla molla a spirale B e per 1/10 da un dado di ritenuta C. Una accelerazione di soli 0,981 m/sec², pari a 1/10 di quella terrestre, impressa da piccolissime onde migranti aventi ampiezze eguali a frazioni di millimetro è già sufficiente per sollevare il peso dal dado di ritenuta. Pertanto si spiega la grande sensibilità dell'apparecchio.

Gran parte dell'energia oscillatoria viene assorbita dal peso molleggiato e poi resa da questo all'urto però con un certo ritardo rispetto al movimento dello smorzatore.

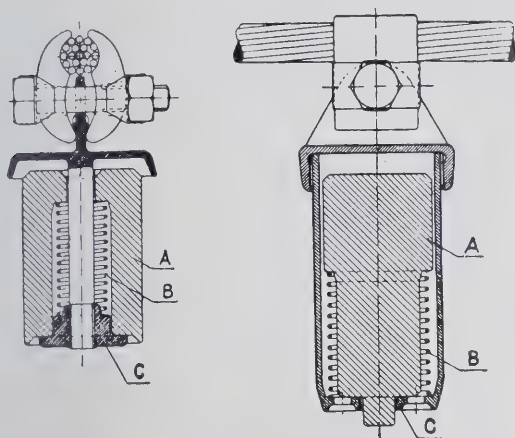


Fig. 2 - Due tipi di smorzatore a peso molleggiato

A seconda della direzione del moto ondulatorio, la massa del conduttore viene aumentata o meno di quella del peso. Nel movimento ascendente questo, trascinato dal dado C, deve seguire il movimento del conduttore, sì che le masse si sommano; in quello discendente, perchè molleggiato, non lo segue invece istantaneamente. E dato che la distanza nodale è funzione della massa in movimento questa, cambiando continuamente di valore, condurrebbe ad un interrotto mutamento di quella. Per la nota condizione di risonanza $f_c = f_v$ risulta pertanto che il moto ritardato del peso molleggiato impedisce la formazione delle vibrazioni.

Distanze dai centri dei morsetti per il montaggio dello smorzatore a peso molleggiato.

aldrey			alluminio/acciaio		
Sezione AEI mm²	Morsetto di sospens. mm	Morsetto di amarro mm	Sezione AEI mm²	Morsetto di sospens. mm	Morsetto di amarro mm
25	450	300	25	475	300
35	500	350	35	525	350
50	550	400	50	575	400
75	625	475	75	675	475
95	675	525	105	750	550
120	750	600	120	825	625
150	850	700	150	900	700
180	1000	800	185	1025	825
210	1125	925	215	1175	975
245	1225	1025	260	1250	1100
300	1300	1150	300	1300	1200

Lo smorzatore a peso molleggiato non possiede una definita frequenza propria. A secondo dell'energia con la quale viene sollevato il peso, questo cade più o meno sollecitamente, portando squilibrio nel sistema oscillante.

Va inoltre ricordato che la molla, in acciaio speciale, è sollecitata alla compressione ad un massimo di circa 10 kg/mm²; quando lo smorzatore lavora, cioè quando il peso viene sollevato, essa viene completamente scaricata. Restano così esclusi fenomeni di stanchezza.

CONDUTTORI ANTIVIBRANTI.

Gli smorzatori, soltanto atti a combattere gli effetti delle vibrazioni, dovrebbero esser impiegati unicamente su conduttori già in esercizio.

Per linee nuove invece, occorre un sistema atto a combattere le cause dei fenomeni vibranti, un conduttore cioè antivibrante per qualità intrinseche.

La soluzione escogitata prevede un accoppiamento di due sistemi, vibranti sempre con differenti frequenze, sì che dalla somma di queste si addiviene ad un continuo stato di riposo del conduttore.

La realizzazione consiste in una corda cava conduttrice, con anima formata da una trecciola, avente un giuoco di 1-4 mm rispetto alla cavità dell'involucro, come indicato schematicamente nella fig. 3. Tale conduttore si distingue da quelli bimetallici comuni unicamente per detto giuoco. Il diametro è soltanto del 4% circa superiore a quello del conduttore normale alluminio-acciaio equivalente.

Teoricamente l'anima può essere costituita di vario materiale e può in opera essere o meno sottoposta a sforzo di trazione. Se l'anima giace inerte, cioè non sollecitata alla trazione, sul fondo del conduttore cavo, essa può esercitare un'azione antivibrante quando riesca a staccarsi da quest'ultimo. Ciò è possibile soltanto a partire da un certo valore d'ampiezza di vibrazione, detta ampiezza critica.

L'esistenza questa, cioè di una zona per la quale l'effetto antivibrante è nullo, ha fatto propendere per la soluzione che prevede di sottoporre l'anima ad una tensione meccanica.

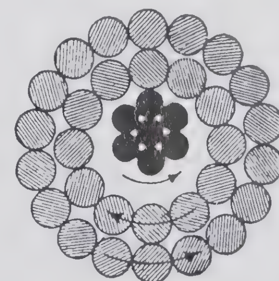


Fig. 3 - Sezione di corda antivibrante.

Dalle prove eseguite per determinare l'influenza del materiale, di cui l'anima è costituita, sul potere ammortizzante del conduttore si è potuto stabilire che i migliori risultati vengono forniti da un corpo avente un elevato peso specifico. E' logico che sia così, poichè l'anima deve possedere una certa massa per poter convenientemente funzionare da antivibrante.

La necessità di avere un materiale che si lasci trasformare in filo di rilevante lunghezza (quale risulta neces-

saria nella costruzione di linee elettriche), che possegga un basso coefficiente di dilatazione termica (affinchè l'anima non abbia troppo ad allungarsi), un elevato limite di elasticità (per impedire il formarsi di deformazioni permanenti dell'anima) e che si lasci raddrizzare, ha fatto cadere la scelta sull'acciaio.

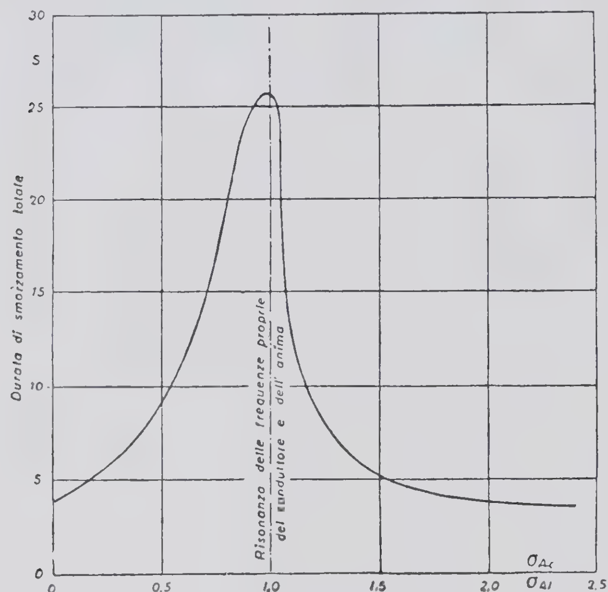


Fig. 4 - Diagramma di smorzamento totale.

Le esperienze si sono perciò estese in modo particolare allo studio di cordine di acciaio, zincate per ragioni di protezione contro i fenomeni di corrosione.

Dalla media delle prove di laboratorio si è così giunti a fissare un diagramma di smorzamento riportato nella fig. 4.

del conduttore cavo sono eguali fra di loro, cioè quando la velocità di propagazione dell'onda è identica per le due parti costituenti il conduttore antivibrante. Questa velocità si esprime con la formula:

$$c = \sqrt{\frac{\sigma \cdot g}{\gamma}}$$

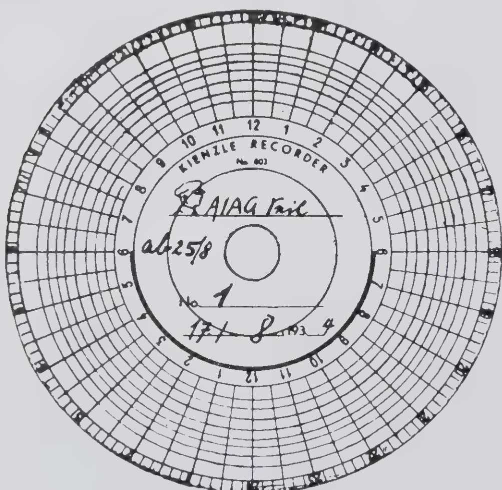
Si ha perciò risonanza quando la sollecitazione specifica dell'acciaio corrisponde a circa 2,74 volte quella dell'alluminio.

Il massimo della curva risulta nettamente indipendente dalle frequenze del sistema.

Le considerazioni che precedono hanno valore più teorico che reale, dato che la presenza dell'anima in tutta la lunghezza del conduttore cavo fa sì che è reso impossibile il vibrare della corda, entrando quella subito in azione là dove si abbia l'impulso per un primo movimento vibratorio. Cioè, mentre con gli apparecchi smorzatori è necessario di attendere che l'impulso vibratorio abbia percorso almeno tutta una campata prima di poter agire, con la corda antivibrante, che può essere considerata come una interrotta successione di smorzatori, tale impulso viene compensato ed annullato già alla sua origine.

Per la fabbricazione delle corde antivibranti non occorrono speciali apparecchiature; sono sufficienti lievi modifiche alle macchine cordatrici esistenti e particolari accorgimenti di cordatura.

Si è già provveduto a normalizzare la produzione di tali conduttori. Essi sono stati suddivisi in due classi, a seconda del rapporto adottato fra le sezioni dell'acciaio e dell'alluminio (vedi le tabelle riportate nella pagina seguente).



Corda antivibrante - esposizione: 8 giorni.

Corda di controllo. Aldrey 205 mm² - esposizione: 6 giorni.

Fig. 5 - Diagrammi comparativi ricavati mediante apparecchi registratori (recorder).

Da questo diagramma risulta che la tensione meccanica dell'anima deve esser minore o maggiore del valore al quale corrisponde il massimo della curva, che rappresenta il minimo del potere smorzante del sistema e corrisponde a quello di una corda piena. Tale minimo si ha allorchè la frequenza propria dell'anima e quella

1°) Con rapporto 1 : 6, dove il diametro dei fili di alluminio dello strato interno è maggiore di quello dei fili dello strato esterno, affinchè venga rispettato il giuoco voluto fra anima ed involucro.

2°) Con rapporto 1 : 8, dove i fili di alluminio dei due strati hanno diametro eguale.

Conduttori antivibranti (Rapporto 1 : 6).

Sezione nominale mm²	Sezione effettiva mm²			Peso kg/km			Costruzione della corda			Diametro mm		Giuoco mm
							Acciaio mm Ø	Alluminio				
	Allum.	Acciaio	Totale	Allum.	Acciaio	Totale		strato interno mm Ø	strato esterno mm Ø	Acciaio	Corda	
70	68.6	11.6	80.2	193.5	92.5	286.0	7 × 1.45	12 × 1.85	22 × 1.45	4.4	12.4	1.4
95	88.6	15	103.6	249.2	119.3	368.5	7 × 1.65	12 × 2.1	22 × 1.65	5.0	14.0	1.5
120	120.1	20.9	141	336.7	166.8	503.5	7 × 1.95	12 × 2.4	21 × 2.0	5.9	16.25	1.55
150	145.8	25.4	171.2	409.1	202.4	611.5	7 × 2.15	12 × 2.65	21 × 2.2	6.5	17.9	1.7
165	164.2	27.8	192	462.5	221.5	684.0	7 × 2.25	12 × 2.8	20 × 2.4	6.8	19.05	1.85
185	184.1	31.7	215.8	516	253	769	7 × 2.40	12 × 2.95	20 × 2.55	7.2	20.05	1.85
210	204.3	35.8	240.1	572	285	857	7 × 2.55	13 × 2.85	19 × 2.85	7.7	21.15	2.05
240	234	40.0	274	655	319	974	7 × 2.70	13 × 3.05	19 × 3.05	8.1	22.6	2.3
300	291	49.4	340.4	812	394	1206	7 × 3.00	13 × 3.4	19 × 3.4	9.0	25.1	2.5
365	365.5	72.0	437.5	1022	576	1598	19 × 2.2	14 × 3.7	20 × 3.7	11	28.6	2.8

Conduttori antivibranti (Rapporto 1 : 8).

Sezione nominale mm	Sezione effettiva mm²			Peso kg/km			Costruzione della corda		Diametro mm		Giuoco mm
	Alluminio	Acciaio	Totale	Alluminio	Acciaio	Totale	Acciaio mm Ø	Alluminio mm Ø	Acciaio	Corda	
70	68.1	8.6	76.7	187	68	255	7 × 1.25	30 × 1.70	3.75	11.90	1.35
95	94.3	11.6	105.9	259	98	357	7 × 1.45	30 × 2.00	4.35	14.00	1.65
120	119.3	15.0	134.3	328	118	446	7 × 1.65	30 × 2.25	4.95	15.75	1.80
150	147.3	18.8	166.1	405	149	554	7 × 1.85	30 × 2.50	5.55	17.50	1.95
165	165.5	20.9	186.4	455	165	620	7 × 1.95	30 × 2.65	5.85	18.55	2.10
185	184.7	23.1	207.8	508	183	691	7 × 2.05	30 × 2.80	6.15	19.60	2.25
210	212.1	26.6	238.7	571	210	781	7 × 2.20	30 × 3.00	6.60	21.00	2.40
240	241.3	30.4	271.7	664	240	904	7 × 2.35	30 × 3.20	7.05	22.40	2.55
300	297.0	37.2	334.2	817	294	1111	7 × 2.60	30 × 3.55	7.80	24.85	2.85
365	367.6	46.3	413.9	1039	366	1405	7 × 2.90	30 × 3.95	8.70	27.75	3.15

MONTAGGIO DEI CONDUTTORI ANTIVIBRANTI.

Il montaggio dei conduttori antivibranti può esser effettuato partendo da due principi differenti. Entrambi tendono allo stesso scopo che è quello di far sì che a tesatura ultimata l'anima di acciaio sia sollecitata in modo che a qualsiasi prevista condizione d' esercizio (quindi anche alla minima temperatura possibile con eventuale carico di vento) la sua frequenza propria di vibrazione sia diversa di quella del mantello di alluminio. A tal fine è necessario che a conduttore scarico ed alla temperatura di fabbricazione l'acciaio risulti più corto dell'alluminio del 0,1% circa.

Se allo stato scarico, come nei comuni conduttori bimetallici, i due componenti hanno eguale lunghezza, gli sforzi si ripartiscono proporzionalmente ai rispettivi moduli di elasticità. Altrimenti detto la sollecitazione dell'acciaio corrisponde solo a circa tre volte quella dell'alluminio, mentre le loro resistenze alla rottura stanno come 1 : 7 circa.

Per rispettare quindi la condizione fondamentale di una diversa frequenza propria, occorre sollecitare maggiormente l'acciaio, in modo che la ripartizione sia proporzionale all'incirca ai carichi di rottura dei due componenti. Tal cosa si ottiene sia per mezzo di pretensione, sia per mezzo di raccorciamento dell'acciaio. Pertanto ne derivano i due seguenti metodi di montaggio dei conduttori antivibranti:

1) All'atto della fabbricazione dei conduttori viene data una pretensione all'acciaio. Durante la tesatura occorre però porre meticolosa attenzione a che questa non vada persa o vari di valore per spostamento della posizione relativa dei due componenti. Questo metodo è stato descritto in un articolo del Dott. Behrens (vedi bibliografia).

2) Il conduttore viene steso come se si trattasse di un comune conduttore omogeneo o bimetallico, senza porre attenzione alcuna alla sua conformazione e quindi alla voluta speciale ripartizione delle sollecitazioni. Si monta quindi il morsetto d'amarro ad uno dei capi. Immediatamente prima del montaggio della seconda morsa d'amarro soltanto, si procede alla esatta ripartizione dei carichi, con conseguente raccorciamento dell'acciaio e quindi alla definitiva regolazione del conduttore.

Soltanto l'esperienza potrà dirci quale dei due sistemi sia più pratico e migliore.

Il secondo metodo, che tratteremo in dettaglio in quanto segue, è leggermente più complicato, ma ci dà in compenso assoluto affidamento sull'esatta distribuzione delle sollecitazioni .Esso può essere sviluppato in due diversi modi, prendendo cioè a base delle operazioni di tesatura il mantello di alluminio oppure l'anima di acciaio. Questo secondo modo è quello risultato più pratico. Lo stendimento del conduttore può esser effettua-

to naturalmente sia a spalla, quando si disponga di economica e quindi di numerosa mano d'opera, sia con cavalli, trattore o fune traente, sia infine con ogni altro mezzo già comunemente adottato per una perfetta tesatura dei conduttori di alluminio.

Descriviamo in quanto segue la successione delle operazioni necessarie per la messa in opera dei conduttori antivibranti, con utilizzazione di fune traente, ricordando che se essa appare un po' complessa nell'esposizione, in pratica essa risulta assai semplice e le operazioni avvengono più sollecite di quanto non appaia dallo scritto.

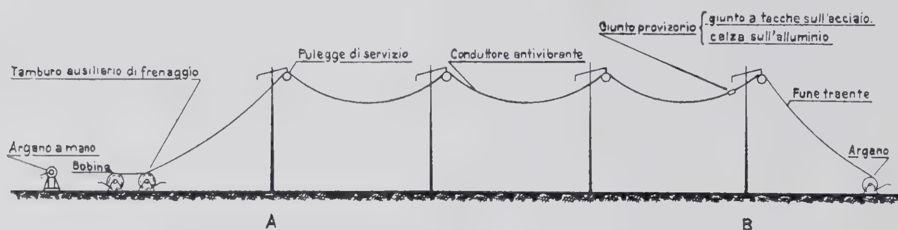
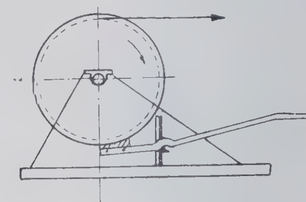


Fig. 6 - Schema di tesatura di conduttori antivibranti.


Fig. 7 - Tipo di bobina con freno.

1) *Trasportare presso il palo d'amarro A, montare su apposito cavalletto e predisporre per la tesatura la bobina portante il cavo* (vedi fig. 6).

Affinchè il conduttore non abbia a strisciare sul terreno, la bobina deve essere munita di freno ed il conduttore deve potersi svolgere dall'alto (vedi figg. 7 e 8).

2) *Trasportare e montare ad una diecina di metri dalla bobina, di cui sotto* 1), *un tamburo ausiliario di frenaggio, che deve permettere uno svolgimento regolare del conduttore (vedi fig.* 6).

Il frenaggio deve avvenire in modo uniforme ed essere quindi continuamente regolabile. La superficie del tamburo e quella di frenaggio devono essere perfettamente liscie, sì che il momento esercitato dal conduttore che si svolge e quello di frenaggio siano uniformi. Il senso di rotazione deve essere inverso a quello di chiusura del freno a nastro, affinchè risulti efficace anche la più piccola azione su quest'ultimo.


Fig. 8 - Disposizione dell'argano a mano, della bobina e del tamburo ausiliario di frenaggio presso il palo di amarro A.

Il tamburo di frenaggio deve essere atto a sopportare e mantenere il tiro totale del conduttore. E' necessario perciò che non si producano slittamenti di questo. A tal fine si avvolgono sei spire di conduttore sul tamburo di frenaggio e si predispone fra questo e la bobina un cuscinetto a pressione (vedi fig. 9), per far sì che lo sforzo di frenaggio sul conduttore che si avvolge sul tamburo ausiliario rimanga costante.

E' ammessa una leggera conicità del tamburo in modo però che il diametro delle spire svolgenti non sia minore del 0,5% al massimo di quello delle spire avvolgenti.

3) *Disporre un argano a mano ad una diecina di metri dalla bobina, di cui sotto* 1), *che dovrà servire alla regolazione dell'acciaio, come indicato più oltre (vedi figg.* 6 *e* 8).

4) *Trasportare e montare presso il palo d'amarro B un argano (p. es. a motore) sul quale è avvolta la fune traente (vedi fig.* 6).

5) *Montare le carrucole di servizio.*

Queste carrucole devono essere leggere, provviste possibilmente di cuscinetti a sfere, per ridurre l'inerzia delle stesse, ed avere un diametro assai grande, sì da presentare la minima resistenza al passaggio del conduttore e diminuire il più possibile la pressione specifica del conduttore sulla carrucola, in modo da evitare uno schiacciamento, una ovalizzazione o punti di inflessione del mantello di alluminio. La loro gola deve poi essere tale da lasciar scorrere senza intoppi il giunto, di cui sotto 6). Preferibilmente esse sono di legno duro o di alluminio (vedi fig. 10).


Fig. 9 - Tamburo di frenaggio.

6) *Stendere la fune traente da B ad A, sino al tamburo di frenaggio.*

7) *Fissare il capo del conduttore, avvolto sul tamburo di frenaggio, al capo della fune traente mediante giunto a tacche sull'acciaio e calza sull'alluminio.*

Il giunto a tacche è necessario, chè la giunzione deve esser tale che permetta di caricare la fune di acciaio col massimo tiro sino a fine montaggio del morsetto d'amarro in B. L'alluminio invece, per permettere il montaggio del morsetto di cui sopra, deve poter essere celermente scaricato a stendimento avvenuto: la giunzione deve esser perciò solo sufficiente a permettere lo stendimento stesso. A tal fine risponde in pieno l'uso di calza.



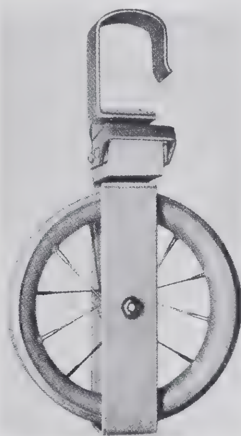


Fig. 10 - Due ottimi tipi di carrucola.

Fra il giunto a tacche ed il mantello d'alluminio occorre lasciar libera l'anima di acciaio per una lunghezza almeno eguale a quella del corpo del morsetto d'amarro, per quanto è indicato sotto 10).

8) *Stendere senza strappi il conduttore, azionando l'argano in B, ponendo ogni cura ch'esso conduttore non abbia a strisciare sul terreno.*

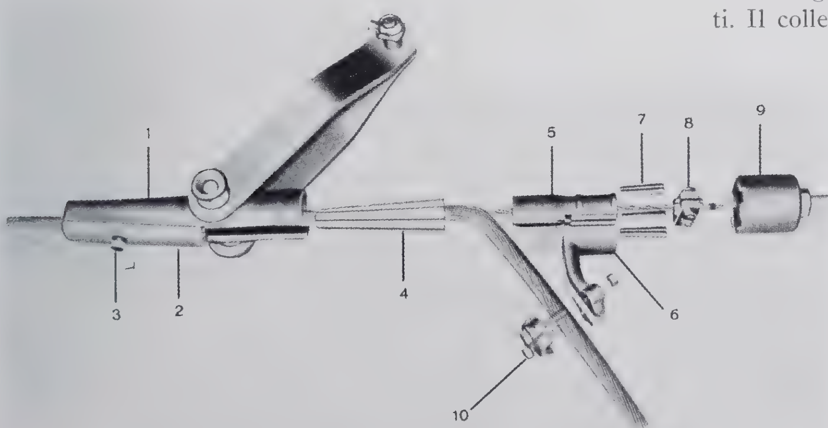


Fig. 12 - Morsetto d'amarro Hofmann, aperto.

La velocità deve essere assai ridotta all'inizio per non produrre nè strappi, nè sovrasollecitazioni nell'alluminio. A partire circa dalla metà della prima campata la velocità viene aumentata e portata al suo valore normale.

9) *Frenare in A quando il capo del conduttore giunge al palo d'amarro B, in modo che il conduttore assuma con notevole approssimazione le frecce volute.*

Tale operazione è necessaria per ridurre ad un minimo le successive manovre di regolazione. Il controllo visivo delle frecce verrà effettuato su campata fissata in precedenza.

Al fine di ottenere una rapida intesa fra i vari gruppi operanti è necessario di disporre di un sistema di segnalazione, ottico o sonoro. Ottima soluzione è rappresentata dal telefono; quale conduttore può esser utilizzata la fune di guardia, montata su isolatori. A tesaggio ultimato però, per l'opportuna messa a terra, si collega detta fune isolata al palo mediante nastro o cavetto flessibile p. es. di rame. Anche in esercizio la fune di guardia isolata può esser di utilità, chè, aprendo tale collegamento, è possibile di misurare l'effettivo valore della resistenza verso terra del palo. Essa può esser inoltre utilizzata come linea telefonica ausiliaria.

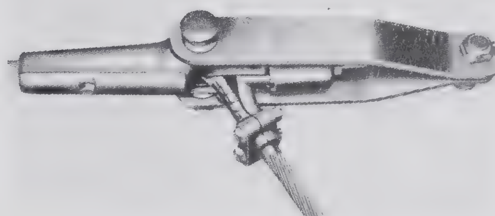


Fig. 11 - Morsetto d'amarro Hofmann, chiuso.

10) *Si procede al montaggio in B del morsetto d'amarro.*

E' buona cosa che il morsetto d'amarro permetta la regolazione singola dell'anima e dell'involucro e che in esso avvenga solo l'arresto meccanico dei due componenti. Il collegamento elettrico, cioè la giunzione del mantello di alluminio è opportuno che avvenga al di fuori della morsa, nel collo morto, chè una temporanea sollecitazione elettromeccanica in quella può esser nociva al conduttore, come hanno dimostrato casi recenti.



Fig. 13 - Apertura del mantello di alluminio.

La soluzione per ora meglio rispondente a queste con-

dizioni è quella messa a punto dalla Ditta Hofmann (vedi fig. 11).

Del resto ecco le singole fasi per il montaggio di questo morsetto, premesso che il conduttore si trova sotto tiro, tutto sopportato dalla fune traente:

a) Segnare sull'alluminio il punto dove deve esser montato il morsetto, tenendo conto che la lunghezza di conduttore compresa fra l'estremità di questo e tal punto deve esser sufficiente a formare metà del collo morto.

b) Allontanare la calza dal mantello di alluminio, che in tal modo si scarica.

c) Smontare il morsetto nelle singole parti componenti (vedi fig. 12).

d) Far penetrare nel corpo 1 l'anima di acciaio, nel tratto libero compreso fra giunto a tacche e mantello, e farlo scorrere su quest'ultimo. La fessura del corpo 1 è tale che non permette nè posa, nè allontanamento diretto del conduttore intero e questo per ridurre l'apertura di tale fessura, sì da diminuire il meno possibile la resistenza del morsetto.

e) Chiudere il corpo 1 mediante il coperchio cursore 2 ed il bulloncino 3, che deve esser serrato per bene.

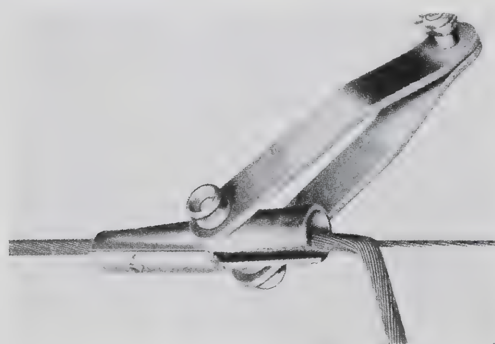


Fig. 14 - Estrazione dell'anima di acciaio.

f) Aprire l'involucro di alluminio, strato per strato, in gruppi di 3-4 fili alla volta, su una lunghezza di circa 2,5 metri, eguale cioè alla semilunghezza del collo morto (vedi fig. 13). I gruppi di fili possono esser tenuti assieme per mezzo di morsettini oppure di nastro isolante.

g) Piegare opportunamente a gomito i gruppi di fili e ricordarli a mano in modo che l'acciaio, sempre sotto tiro, rimanga completamente libero (vedi fig. 14). Al fine di dare maggiore consistenza alla parte così piegata che viene ad esser stretta nel collo di derivazione del morsetto, riempire la cavità del conduttore con bacchettina di alluminio o spezzone di anima. In tale tratto è opportuno di eseguire una fasciatura con nastro di alluminio, a protezione contro eventuali danneggiamenti d'ordine meccanico.

h) Infilare nel manicotto 5 l'anima, chiuderlo col coperchio cursore 6. Premere il complesso contro il conduttore piegato.

i) Introdurre il cono di acciaio 7, tripartito, nel manicotto 5, disponendo le parti in modo simmetrico, tale però che esse abbiano a premere solo sul manicotto e mai sul coperchio 6; l'interspazio inferiore deve cioè risultare sempre verticale (vedi fig. 15). Questo per ragioni di sicurezza e di resistenza.

Ottenuta la disposizione voluta, assestare il cono nel manicotto mediante leggero martellamento.



Fig. 15 - Disposizione del cono tripartito per l'amarro dell'acciaio.

l) Montare il morsettino di ritenuta 8 a ridosso del cono tripartito 7 (vedi fig. 16).

m) Disporre il cono bipartito 4, in lega di alluminio, sul mantello del conduttore a ridosso del manicotto 5 e ricoprirlo col corpo 1. Occorre che le due parti del cono siedano simmetricamente.

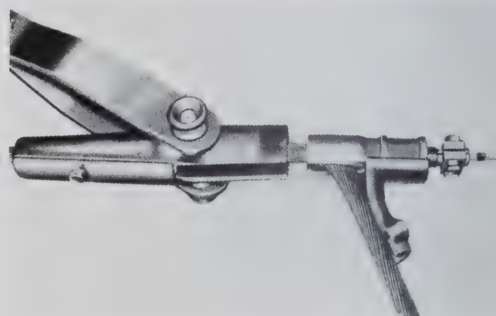


Fig. 16 - Amarro dell'anima di acciaio.

n) Comprimere ed assestare le varie parti del morsetto mediante l'apposito apparecchio serra-morsetto che si applica agli spinotti del corpo 1 e preme contro il morsettino 8. Bisogna serrare alternativamente i due dadi dell'apparecchio, per non creare degli squilibri (vedi fig. 17).

o) Serrare il collo morto mediante il coperchietto 10 contro la derivazione del cursore 6.

p) Agganciare il morsetto alla predisposta catena di

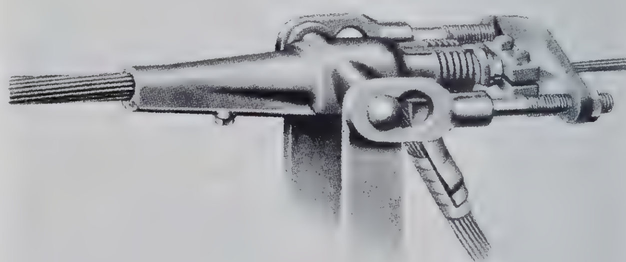


Fig. 17 - Applicazione dell'apparecchio serra-morsetto.

amarro ed allontanare l'apparecchio serra-morsetto.

q) Staccare l'anima dalla fune traente, tagliandola ad un paio di centimetri dal morsettino 8.

r) Riempire per metà di grasso la capsula 9, avvitarla sul corpo 1, fissandola mediante piegamento delle alette in lamiera. La capsula deve risultare il più possibile adossata al morsettino 8. E' consigliabile l'impiego di grasso Shell N° 856.

11) *Con bobina e tamburo ausiliario sempre frenati tagliare ad alcuni metri dalla puleggia di servizio in A il mantello di alluminio. Mettere a nudo l'anima di acciaio e fissarla, mediante apposito morsetto, alla fune dell'argano, di cui sotto 3.*

In tal modo è resa possibile una regolazione indipendente dell'acciaio.

L'alluminio viene ad esser così scaricato e pesare completamente sull'acciaio, facendo aumentare di conseguenza i valori delle frecce, che prima del taglio dell'alluminio, per quanto detto sotto 9), dovevano corrispondere con rilevante esattezza a quelle definitive.

12) *Azionare l'argano a mano e riportare il conduttore alle frecce definitive.*

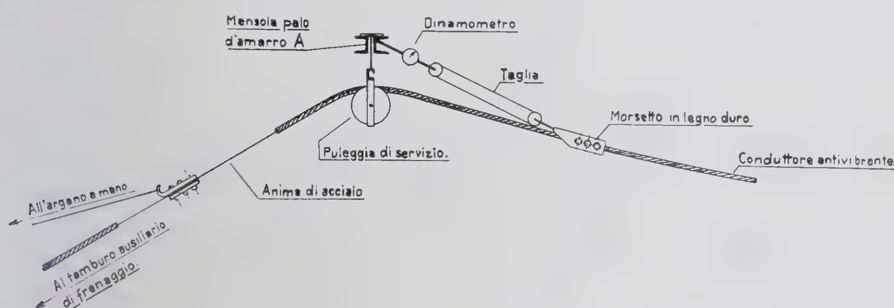


Fig. 18 - Disposizione schematica dell'attrezzatura per l'esecuzione dell'amarro al palo A.

Questa operazione è necessaria per poter poi passare la voluta parte di carico all'alluminio e fissare la posizione del morsetto d'amarro.

Tutto il tiro è così sopportato dall'acciaio, mentre l'alluminio non agisce che da peso aggiuntivo.

Nel caso però di campate superiori ai 400 m, al fine di evitare un eccessivo scorrimento dell'acciaio, il che sarebbe malcomodo per le operazioni successive è opportuno di fissare pure l'alluminio alla fune dell'argano quando tale scorrimento abbia raggiunto un valore compreso fra 50 e 100 cm.

13) *Serrare l'alluminio in apposito morsetto, a circa 3 metri dalla carrucola di servizio, e fissarlo al palo su taglia e dinamometro (vedi fig. 18).*

L'alluminio è ancora scarico.

Il morsetto ausiliario, di cui sopra, possibilmente di legno duro, deve esser dimensionato e rifinito in modo tale che la compressione specifica sia bassa, sì da non schiacciare e comunque non danneggiare in modo alcuno il mantello di alluminio (vedi fig. 19).

14) *Allentare l'acciaio sino a che l'alluminio, che si carica così gradualmente, venga sollecitato al carico precalcolato.*

E' opportuno che questa operazione, che conduce all'esatta ripartizione delle sollecitazioni, venga eseguita con cura, al fine di evitare sovrasollecitazioni dell'alluminio e conseguenti deformazioni permanenti dello stesso.

15) *Segnare sull'alluminio il punto di montaggio del morsetto di amarro. Determinare da tal punto la semilunghezza del collo morto e tagliare il superfluo dell'alluminio.*

16) *Allentare sincronamente anima e mantello sino a che l'estremità di quest'ultimo sia scorso sulla carrucola di servizio.*

Questa operazione è necessaria per poter procedere al montaggio del morsetto di amarro.

17) *Montare il morsetto d'amarro.*

Nel caso del morsetto Hofmann si procede nel modo identico come indicato dalla posizione 10 a) alla posizione 10 h) (vedi figg. 20 e 21).

18) *Ritesare sincronamente anima e mantello, controllando contemporaneamente al dinamometro la tensione nell'alluminio e le frecce del conduttore (vedi figg. 22 e 23).*

Il controllo della frecce viene fatto su unica campata predeterminata, ottenendo così, per via indiretta, una misura dell'esatta sollecitazione nell'acciaio.

19) *Ultimare il montaggio del morsetto d'amarro.*

Nel caso del morsetto Hofmann procedere nello stesso modo come indicato dalla pos. 10 i) alla pos. 10 r).

GIUNTI.

E' buona cosa, appena possibile, di lavorare con lunghezze fisse, cioè con tratte di conduttore aventi lunghezze sufficienti per equipaggiare tronchi di linea compresi fra due pali di amarro. Con corde p. es. di 200 mm^2 di sezione di alluminio si raggiungono lunghezze di fabbricazione pari a ca. 2 km.

Quando tal cosa non fosse possibile ed occorressero due o più bobine per l'equipaggiamento di un tronco è necessario di ricorrere ai giunti.

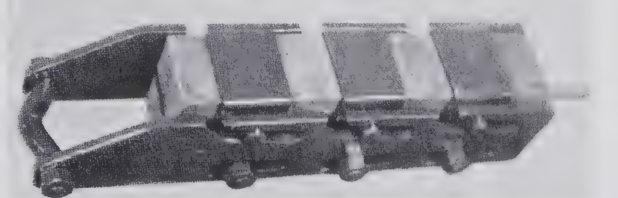


Fig. 19 - Tipo di morsetto ausiliario in legno duro.

Un giunto, nel caso di conduttori antivibranti, deve esser considerato alla stregua di un vero e proprio amarro.

Qualsiasi tipo di giunto normalmente impiegato per conduttori bimetallici, quindi a coni, a trafilazione, a compressione, ecc., può esser utilizzato.

Nel caso di un giunto solo, la tratta compresa fra i

due pali di amarro A e B risulta divisa in due parti indipendenti, si che il montaggio dei due morsetti di amarro risulta quasi identico. Al palo B non sono però necessarie le manovre atte a determinare la posizione di montaggio del morsetto. Mentre al palo A si deve procedere come indicato dalla pos. 11) alla pos. 19), al palo B il lavoro risulta alquanto semplificato, tanto che contem-



Fig. 20 - Si apre il mantello di alluminio.

poraneamente alla messa in opera di questo morsetto può esser effettuata quella del giunto.

Ed ecco la successione delle operazioni occorrenti per la posa di un conduttore provvisto di un giunto:

20) *Eseguite le operazioni indicate da* 1) *a* 8), *giuntare i capi del conduttore delle due bobine mediante giunto a tacche sull'acciaio e calza sull'alluminio. Proseguire quindi nel normale stendimento del conduttore.*



Fig. 21 - Il morsetto è parzialmente montato e si inizia la regolazione definitiva.

21) *Frenare in A quando il capo del conduttore giunge al palo d'amarro B, in modo che il conduttore assuma con notevole approssimazione le frecce volute (vedi note al punto 9).*

22) *Scaricare in B il conduttore sino a che il valore della sollecitazione dell'alluminio sia eguale a zero.*

Il controllo avviene mediante verifica, su campata prestabilita, della freccia preventivamente calcolata.

Dato che l'alluminio è completamente scarico, rimane in tal modo nell'acciaio la pretensione che questo deve avere alla temperatura di posa. Quando sarà montato il morsetto d'amarro, sarà quindi sufficiente di riportare il conduttore alle frecce definitive, ritesando questo come se si trattasse di un comune conduttore alluminio-acciaio. Cioè, fermo restando nell'acciaio il valore di pretensione, la sollecitazione di ritesatura si distribuisce nei due componenti proporzionalmente ai loro moduli di elasticità.

23) *Abbassare a terra il conduttore in corrispondenza del giunto provvisorio, di cui a 20).*

E' condizione però che nulla deve esser mutato, nè in A, nè in B, delle condizioni di tiro precedentemente descritte.



Fig. 22 - Si procede alla regolazione definitiva.

L'operazione può esser facilitata p. es. mediante l'abbassamento della carrucola di servizio più prossima al giunto.

24) *Montare il giunto definitivo.*

In Germania si è affermato il giunto a tacche, pure studiato dalla Ditta Hofmann. Esso consiste di due tubi: uno di acciaio per l'anima ed uno di alluminio per il mantello (vedi fig. 24).



Fig. 23 - Controllo al dinamometro della sollecitazione nell'alluminio.

Per il montaggio di questo giunto, si procede come segue (vidi fig. 25):

a) Sfilare la calza da uno dei due capi giuntati.
b) Svolgere detto capo, strato per strato, a gruppi di 3 o 4 fili, su una lunghezza di ca. 3 metri.
c) Sfilare la calza dall'estremità della seconda corda di alluminio. La calza viene così a trovarsi sull'acciaio.
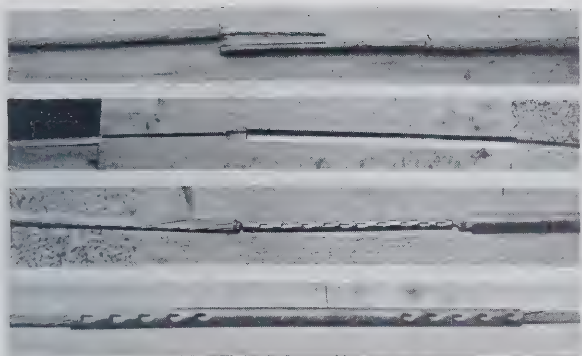


Fig. 24 - Esecuzione di un giunto a tacche.

d) Svolgere come indicato sotto b), però su una lunghezza di ca. 5 metri, il capo della seconda corda. Questa maggior lunghezza di svolgimento è necessaria per poter convenientemente operare col tubo di alluminio (vedi fig. 26).

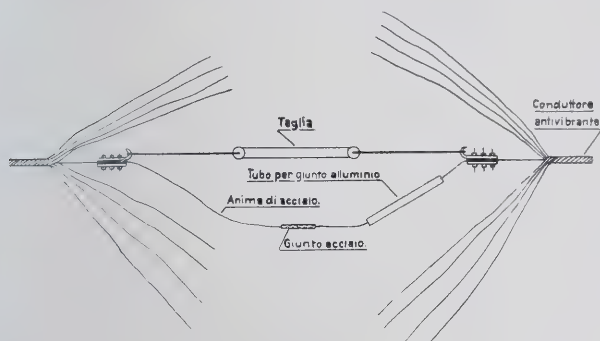


Fig. 25 - Schema di montaggio di un giunto a tacche.

e) Montare sull'anima, da ambo i lati del giunto provvisorio, ma il più distante possibile da questo, due morse da congiungersi per mezzo di taglia. Scaricare quindi il tratto dell'acciaio compreso fra dette morse.



Fig. 26 - Svolgimento del mantello di alluminio.

h) Giuntare i due capi dell'anima, mediante apposito tubetto di acciaio e la morsa speciale atta all'esecuzione delle tacche (vedi figg. 27 e 28).

f) Tagliare il giunto provvisorio, non più sotto tensione meccanica, ed allontanare la calza.

g) Infilare il tubo di alluminio del giunto definitivo sul tratto più lungo dell'anima messa a nudo.

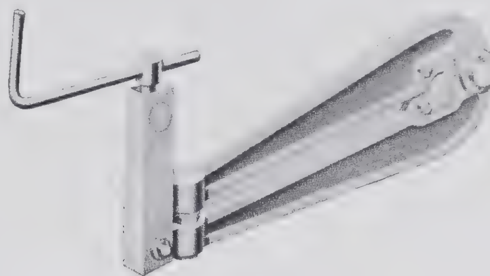


Fig. 27 - Morsa per l'esecuzione delle tacche.

i) Scaricare la taglia e togliere le morse. L'anima così giuntata viene ad essere di nuovo sotto tiro.

l) Cordare a mano il mantello d'alluminio dal lato più corto (3 metri) e tagliare i fili di questo ad un centimetro dall'estremità del giunto dell'acciaio. Far scorrere quindi il tubo di alluminio dall'anima sul mantello.



Fig. 28 - Esecuzione delle tacche sul giunto dell'acciaio.

m) Ripetere la medesima operazione sul capo più lungo.

n) Centrare il tubo di alluminio ed eseguire le tacche alla morsa speciale (vedi fig. 29).

25) *Contemporaneamente al montaggio del giunto pro-*

Calcolo comparativo di conduttori antivibranti

Moduli di elasticità E, dei conduttori cordati in:			Coefficenti di dilatazione termica lineare α:			Pesi specifici γ:		
	alluminio	5500 kg/mm²		alluminio	23 . 10^{-6}		alluminio	2,7 . 10^{-3} kg/cm³
	aldrey	6300 kg/mm²		aldrey	23 . 10^{-6}		aldrey	2,7 . 10^{-3} kg/cm³
	acciaio	19000 kg/mm²		acciaio	12,3 . 10^{-6}		acciaio	7,8 . 10^{-3} kg/cm³

Tipo del conduttore e sollecitazioni specifiche σ_0 nell'alluminio e nell'acciaio	a Campata m	E kg/mm²	α	γ kg/cm³	γ_0 a 0 °C e 2 kg/ml neve kg/cm³	γ_{-30} a -30 °C e vento 130 km/h kg/cm³	Campata critica m	sollecitazione mass. totale P_0 kg	σt Sollecitazione del conduttore in kg/mm² alla temperatura: 0 °C + 2 kg/m	— 30 °C	+ 20 °C	+ 30 °C	+ 40 °C	f_t Freccia del conduttore in m alla temperatura: 0 °C + 2 kg/m	— 30 °C	+ 20 °C	+ 30 °C	+ 40 °C	σ_{at} Sollecitazione alluminio in kg/mm² alla temperatura: — 30 °C	+ 20 °C	+ 30 °C	+ 40 °C	P_{at} Sollecitazione totale alluminio in kg alla temperatura: + 20 °C	+ 30 °C	+ 40 °C	σ_{ft} Sollecitazione acciaio in kg/mm² alla temperatura: — 30 °C	+ 20 °C	+ 30 °C	+ 40 °C
Alluminio/acciaio 1:8 184.7Al + 23.1Ac = 207.8 mm² (30×2.80 mm ϕ + 7×2.05 mm ϕ) σ_{ao} = 7 kg/mm²; σ_{fo} = 35 kg/mm²		7000	19.772.10-6	3.362.10-3	12.987.10-3	7.922.10-3	113.6	2032																					
	200								9.80	3.61	2.84	2.74	2.64	6.63	4.66	5.91	6.14	6.36	2.67	1.20	0.92	0.67	221	170	123	11.12	16.00	17.26	18.45
	300								9.80	2.91	2.67	2.62	2.58	14.91	13.00	14.19	14.41	14.63	2.11	1.04	0.83	0.62	192	153	115	9.27	15.67	16.98	18.29
	400								9.80	2.73	2.61	2.59	2.56	26.50	24.62	25.78	26.00	26.23	1.98	0.99	0.80	0.61	184	148	114	8.74	15.51	16.87	18.15
σ_{ao} = 7 kg/mm²; σ_{fo} = 35 kg/mm²		7000	19.772.10-6	3.362.10-3	12.987.10-3	7.922.10-3	117.2	2101																					
	200								10.11	3.86	2.98	2.86	2.75	6.42	4.35	5.65	5.88	6.11	2.62	1.04	0.77	0.51	192	142	94	13.76	18.46	19.55	20.69
	300								10.11	3.04	2.77	2.72	2.68	14.45	12.44	13.67	13.90	14.13	1.98	0.88	0.66	0.45	162	122	83	11.54	17.89	19.19	20.48
	400								10.11	2.84	2.70	2.67	2.65	25.69	23.71	24.91	25.14	25.37	1.82	0.82	0.63	0.43	152	116	79	10.98	17.71	19.04	20.40
σ_{ao} = 7 kg/mm²; σ_{fo} = 40 kg/mm²		7000	19.772.10-6	3.362.10-3	12.987.10-3	7.922.10-3	123.7	2217																					
	200								10.67	4.93	3.23	3.09	2.95	6.09	3.83	5.20	5.45	5.69	2.59	0.80	0.51	0.23	148	94	42	18.74	22.67	23.69	24.76
	300								10.67	3.29	2.96	2.90	2.85	13.69	11.49	12.79	13.04	13.28	1.74	0.58	0.36	0.14	108	67	27	15.74	21.92	23.19	24.46
	400								10.67	3.03	2.87	2.84	2.81	24.34	22.17	23.44	23.69	23.93	1.53	0.52	0.31	0.11	95	58	21	15.03	21.68	23.02	24.36
Alluminio/acciaio 1:6 184.1Al + 31.7Ac = 215.8 mm² [(12 × 2.95 mm ϕ + 20 × 2.55 mm ϕ) + 7 × 2.40 mm ϕ] σ_{ao} = 7 kg/mm²; σ_{fo} = 23 kg/mm²		7480	19.01.10-6	3.544.10-3	12.811.10-3	7.9046.10-3	123.8	2303																					
	200								10.67	4.54	3.39	3.25	3.18	6.00	3.90	5.23	5.45	5.68	3.16	1.27	0.89	0.57	234	164	105	12.61	15.70	16.95	17.90
	300								10.67	3.49	3.14	3.08	3.03	13.51	11.44	12.70	12.94	13.18	2.38	1.02	0.76	0.50	189	140	92	9.92	15.42	16.55	17.68
	400								10.67	3.23	3.05	3.02	2.99	24.01	21.97	23.20	23.44	23.68	2.18	0.96	0.72	0.48	177	132	88	9.28	15.20	16.41	17.60
σ_{ao} = 7 kg/mm²; σ_{fo} = 36 kg/mm²		7480	19.01.10-6	3.544.10-3	12.811.10-3	7.9046.10-3	128.9	2398																					
	200								11.11	5.02	3.62	3.45	3.29	5.77	3.53	4.89	5.14	5.38	3.18	1.06	0.71	0.38	194	130	69	15.70	18.53	19.36	20.23
	300								11.11	3.71	3.30	3.23	3.17	12.97	10.76	12.08	12.33	12.58	2.23	0.81	0.55	0.29	150	101	53	12.27	17.76	18.82	19.92
	400								11.11	4.40	3.20	3.16	3.13	23.06	20.87	22.16	22.41	22.66	1.99	0.75	0.50	0.25	137	92	47	11.59	17.44	18.64	19.82
σ_{ao} = 7 kg/mm²; σ_{fo} = 40 kg/mm²		7480	19.01.10-6	3.544.10-3	12.811.10-3	7.9046.10-3	137.5	2557																					
	200								11.85	5.96	4.04	3.81	3.61	5.41	2.97	4.39	4.65	4.91	3.33	0.82	0.43	0.06	151	79	12	21.24	22.93	23.43	24.21
	300								11.85	4.12	3.59	3.51	3.42	12.16	9.68	11.11	11.37	11.64	1.97	0.49	0.17	*-0.07*	90	31	*-13*	16.62	21.60	22.90	23.74
	400								11.85	3.70	3.45	3.40	3.36	21.62	19.18	20.57	20.83	21.10	1.66	0.38	0.14	*-0.12*	71	25	-22	15.51	21.24	22.37	23.57

Alluminio/acciaio norm. 1:4,3 184.7Al + 43.1Ac = 227.8 mm² 30 + 7) - 2.80 mm ϕ σao 7kg mm²; σfo 22.83kg mm²		8055	18.2243.10-⁶	3.7585.10-³	12.538.10-³	7.546.10-³	110.7	2204																					
	200								9.675	3.91	3.16	3.05	2.96	6.48	4.80	5.94	6.15	6.36	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	300								9.675	3.27	3.01	2.97	2.93	14.58	12.93	14.03	14.24	14.45	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	400								9.675	3.09	2.96	2.94	2.91	25.92	24.29	25.37	25.58	25.79	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Aldrey/acciaio(equivalente) 1:8 212.1Al + 26.6Ac = 238.7 mm² (30×3.00 mm ϕ + 7×2.20 mm ϕ) σao = 7 kg/mm²; σfo = 35 kg/mm²		7715	20.064.10-⁶	3.3639.10-³	11.742.10-³	7.4885.10-³	134.5	2416																					
	200								10.12	4.53	3.28	3.12	2.98	5.80	3.71	5.13	5.39	5.64	2.99	1.04	0.73	0.43	221	154	91	16.81	21.09	22.18	23.32
	300								10.12	3.44	3.06	3.00	2.94	13.05	10.99	12.37	12.63	12.89	2.10	0.86	0.63	0.39	183	133	84	14.13	20.57	21.88	23.21
	400								10.12	3.18	2.99	2.95	2.92	23.21	21.18	22.52	22.78	23.04	1.89	0.81	0.59	0.38	171	126	82	13.48	20.38	21.77	23.14
σao = 8 kg/mm²; σfo = 32 kg/mm²		7715	20.064.10-⁶	3.3639.10-³	11.742.10-³	7.4885.10-³	141.8	2548																					
	200								10.67	5.18	3.55	3.36	3.19	5.50	3.25	4.74	5.01	5.27	**4.07**	1.82	1.47	1.15	385	313	245	**14.00**	17.36	18.38	19.44
	300								10.67	3.74	3.26	3.19	3.12	12.38	10.13	11.59	11.87	12.14	**2.89**	1.58	1.34	1.10	336	283	233	**10.46**	16.67	17 96	19.22
	400								10.67	3.40	3.17	3.13	3.09	22.01	19.79	21.22	21.49	21.76	**2.62**	1.50	1.29	1.07	319	273	227	**9.63**	16.46	17.82	19.22
Tiro mass. ca. 3000 kg σao = 8.7 kg/mm² σfo = 43.5 kg/mm²		7715	20.064.10-⁶	3.3639.10-³	11.742.10-³	7.4885.10-³	167.2	3002																					
	200								12.58	8.19	4.74	4.37	4.05	4.67	2.05	3.54	3.85	4.15	5.67	1.93	1.44	1.00	410	305	211	28.28	27.17	27.72	28.42
	300								12.58	5.02	4.07	3.93	3.80	10.50	7.54	9.30	9.63	9.95	3.08	1.38	1.08	0.79	292	229	168	20.47	25.50	26.64	27.81
	400								12.58	4.27	3.85	3.78	3.72	18.67	15.74	17.46	17.78	18.10	2.47	1.20	0.96	0.72	256	204	153	18.64	24.98	26.28	27.59
σao = 9.5 kg/mm²; σfo = 38 kg/mm²		7715	20.064.10-⁶	3.3639.10-³	11.742.10-³	7.4885.10-³	168.5	3026																					
	200								12.68	8.38	4.82	4.43	4.10	4.63	2.01	3.49	3.80	4.10	**6.54**	2.71	2.21	1.76	575	468	373	**23.07**	21.63	22.14	22.82
	300								12.68	5.10	4.11	3.97	3.84	10.42	7.42	9.20	9.53	9.85	**3.86**	2.14	1.84	1.55	453	390	329	**14.97**	19.89	20.99	22.13
	400								12.68	4.33	3.89	3.82	3.75	18.52	15.55	17.28	17.61	17.94	3.23	1.95	1.71	1.47	415	363	312	13.06	19.35	20.62	21.95
Aldrey/acciaio (equivalente) 1:6 204.3Al + 35.8Ac = 204.1 mm² [(13+19) . 2.85 mm ϕ + 7×2.55 mm ϕ] Tiro mass. ca. 2400 kg σao = 7 kg/mm²; σfo = 35 kg/mm²		8194	1.93.10-⁶	3.5548.10-³	11.8846.10-³	7.5838.10-³	143.9	2683																					
	200								11.17	5.72	3.90	3.68	3.50	5.32	3.11	4.56	4.82	5.08	3.52	0.94	0.54	0.16	192	111	33	18.27	20.78	21.61	22.54
	300								11.17	4.11	3.58	3.49	3.41	11.97	9.72	11.18	11.45	11.72	2.23	0.69	0.39	0.10	141	80	20	14.88	20.05	21.18	22.33
	400								11.17	3.73	3.47	3.43	3.38	21.28	19.07	20.48	20.75	21.02	1.97	0.60	0.34	0.07	123	69	14	13.77	19.83	26.06	22.29
σao = 8 kg/mm² σfo = 32 kg/mm²		8194	1.93.10-⁶	3.5588.10-³	11.8846.10-³	7.5838.10-³	149.2	2780																					
	200								11.58	6.29	4.13	3.88	3.67	5.13	2.82	4.30	4.57	4.84	**4.64**	1.81	1.38	0.99	369	282	201	**15.77**	17.41	18.17	19.00
	300								11.58	4.36	3.74	3.65	3.56	11.55	9.17	10.68	10.96	11.24	**3.15**	1.50	1.20	0.89	307	245	183	**11.30**	16.53	17.64	18.76
	400								11.58	3.91	3.62	3.57	3.52	20.53	18.18	19.65	19.93	20.21	**2.80**	1.40	1.13	0.86	287	231	175	**10.28**	16.25	17.47	18.69
Tiro mass. ca. 3000 kg σao = 8.7 kg mm²; σfo 43.5 kg mm²		8194	1.93.10-⁶	3.5548.10-³	11.8846.10-³	7.5838.10-³	178.9	3335																					
	200								13.89	10.27	5.82	5.30	4.86	4.28	1.73	3.05	3.35	3.65	6.62	2.03	1.39	0.83	415	285	169	31.12	27.46	27.57	27.90
	300								13.89	6.21	4.84	4.65	4.47	9.63	6.44	8.27	8.61	8.94	3.49	1.27	0.89	0.52	259	181	107	21.72	25.19	26.09	27.02
	400								13.89	5.11	4.52	4.42	4.33	17.11	13.92	15.73	16.07	16.40	2.64	1.02	0.72	0.41	209	146	84	19.17	24.48	25.58	26.70
σao 9.5 kg mm²; σfo 38 kg mm²		8194	1.93.10-⁶	3.5548.10-³	11.8846.10-³	7.5838.10-³	177.1	3301																					
	200								13.75	10.01	5.70	5.20	4.78	4.32	1.77	3.12	3.42	3.72	**7.33**	2.84	2.22	1.67	581	454	341	**25.35**	22.00	22.16	22.53
	300								13.75	6.07	4.76	4.58	4.41	9.72	6.59	8.40	8.73	9.06	**4.29**	2.12	1.75	1.39	433	357	284	**16.22**	19.83	20.74	21.67
	400								13.75	5.02	4.46	4.37	4.28	17.29	14.15	15.93	16.27	16.61	**3.48**	1.89	1.58	1.28	385	323	262	**13.81**	19.16	20.27	21.40

I numeri in neretto = rapporto $\frac{\sigma_{at}}{\sigma_{ft}}$ inferiore a 1 : 4 - Occorre aumentare σ_{fo} o diminuire σ_{ao} I numeri in corsivo valori negativi di σ_{at} - Occorre aumentare σ_{ao} o diminuire σ_{fo}

cedere in B a quello del morsetto d'amarro, come indicato dalla pos. 20 a) *alla pos.* 20 o).

26) *Ritesare il conduttore ed ultimare le operazioni da* 20 p) *a* 20 r). *Procedere quindi secondo quanto previsto dalla pos.* 11) *alla pos.* 19).



Fig. 29 - Giunto ultimato.

Nel caso di due o più giunti, che però è opportuno di evitare per non complicare le operazioni di tesatura, si considera la tratta compresa fra due di essi, come se essa fosse compresa fra due amarri, di cui però si conosce a priori l'esatta posizione di montaggio dei mor-



Fig. 30 - Linea in montaggio.

setti. Pertanto la tesatura viene eseguita in identica maniera a quanto descritto dalla pos. 20) alla pos. 25), con la sola aggiunta che, contemporaneamente al montaggio del morsetto d'amarro in B e del primo giunto, si procede a quello del secondo ed eventuali ulteriori giunti. Per la regolazione definitiva valgono in pieno le considerazioni contenute al punto 22).

In presenza di seri danneggiamenti, dovuti per es. ad archi, si soleva cambiare sino ad oggi il tratto di conduttore danneggiato. Per i conduttori antivribanti tale lavoro sarebbe assai complicato, date le differenze di sollecitazione dell'anima e del mantello. Ma posto che solo l'alluminio in genere risulta danneggiato dall'azione degli archi, è stato studiato un giunto bipartito (vedi fig. 34), che permette una rapida riparazione delle parti colpite, senza dover ricorrere al taglio dell'intero conduttore, assicurando nel contempo una perfetta giunzione meccanica ed elettrica del mantello.

Se il danno è limitato, è sufficiente di rinforzare la parte guasta, ricoprendola con uno di tali giunti. Se esso invece si estende su maggior lunghezza, si allontanano i fili danneggiati, li si sostituisce con fili sani, collegandoli quindi al conduttore mediante due giunti bipartiti.



Fig. 31 - Linea in montaggio.

Grazie al fatto che il nuovo tipo di conduttore esclude ogni fenomeno di stanchezza, non vi è più ragione che siano rispettati, come per i comuni conduttori bimetallici, i limiti di fatica. Pertanto si potrà sollecitare alluminio ed acciaio sino ai valori massimi previsti nelle prescrizioni. Ne consegue una diminuzione sensibile delle frecce, quindi sia una riduzione dell'altezza dei sostegni, sia un aumento della loro distanza media.

Per quanto si riferisce alla questione economica ecco alcuni indici significativi:

Maggior costo medio dei conduttori antivibranti . . . . ca. 8%

Risparmio dovuto a riduzione del numero dei pali, degli isolatori, delle morsetterie, delle terre, della pitturazione, degli indennizzi d'occupazione, ecc. . . . . » 14%

Evitato montaggio di smorzatori . . . ca. 5%
Risparmio medio ottenuto con l' impiego di
conduttori antivibranti . . . . . » 10%

Incidentalmente va pure ricordato il maggior valore dei cascami e dei conduttori smontati, rispetto a quelli bimetallici comuni, grazie alla facilità della separazione dell'acciaio.

In Germania sono in opera a tutt'oggi 1000 km circa di conduttori antivibranti, pari a ca. 500 tonn. Controlli continui d'esercizio confermano l'ottimo loro comportamento. In uno spezzone di cavo in esercizio da 14 mesi non vennero riscontrati nè usure dell'alluminio, nè indebolimento della zincatura dell'acciaio, come del resto ci si poteva attendere, dato il piccolo giuoco e quindi la poca entità dell'urto fra anima e involucro.

Calcolo dei conduttori antivibranti.

Il calcolo meccanico dei conduttori antivibranti viene eseguito partendo dal metodo usualmente impiegato per conduttori bimetallici, adattandolo però alla natura del conduttore per tener conto delle operazioni di posa.

Il metodo di calcolo viene descritto in dettaglio in appendice alla presente pubblicazione, e viene pure sviluppato un esempio. Con tale metodo si determina l'esatta ripartizione delle sollecitazioni nell'alluminio e nell'acciaio, nelle diverse condizioni di sovraccarico e di temperatura.

Perchè il conduttore possieda caratteristiche antivibranti, e non come una comune corda bimetallica, occorre come già detto che il rapporto tra le sollecitazioni nell'alluminio e nell'acciaio non scenda mai al disotto di 1 : 4, per qualsiasi condizione di lavoro, quindi a tutte le temperature ed in presenza dei previsti sovraccarichi di neve o di vento.



Fig. 33 - Linea equipaggiata con due terne di conduttori antivibranti.

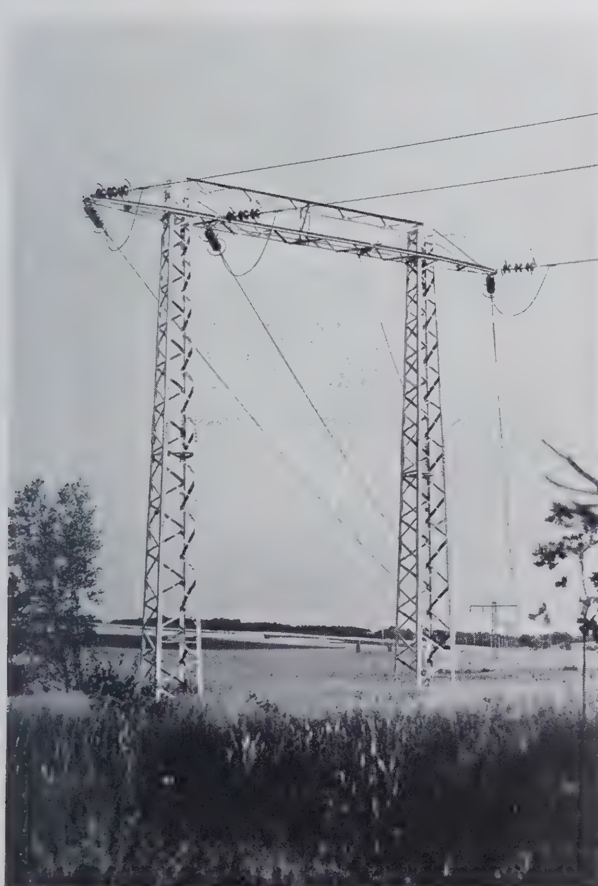


Fig. 32 - Linea equipaggiata con una terna di conduttori antivibranti.

Per ogni singola linea esiste un rapporto più favorevole delle sollecitazioni, che dipende dai valori dei sovraccarichi e relative corde; esso dipende cioè dai pesi specifici del conduttore con e senza sovraccarico.

Nella ricerca quindi del rapporto più conveniente delle sollecitazioni è necessario un controllo delle stesse alla più bassa ed alla più elevata temperatura ammessa. Il primo controllo serve a verificare se il suddetto rapporto non scende al di sotto di 1 : 4, nel caso bisogna aumentare la sollecitazione dell'acciaio. Il secondo per constatare se l'alluminio, causa il suo elevato coefficiente di dilatazione termica lineare ed il suo basso modulo di elasticità, viene o meno costretto ad una lunghezza inferiore a quella che gli competerebbe a tale temperatura e quindi sollecitato alla compressione anzichè alla trazione. In questo caso occorre aumentare la sollecitazione dell'alluminio.

E' pure opportuno che alla temperatura di posa la sollecitazione totale dell'involucro di alluminio sia almeno dell'ordine di 100 kg, affinchè tale carico venga sentito e quindi letto con buona approssimazione con i dinamometri comunemente impiegati nella costruzione delle linee.

In conduttori antivibranti aldrey-acciaio sarebbero molto più convenienti di quelli alluminio-acciaio se i carichi massimi di lavoro degli isolatori sospesi permettessero, come lo permettono quelli tipo Motor, di sfruttare a fondo le caratteristiche meccaniche dell'aldrey. Converrebbe quindi a tale scopo impiegare i tipi di isolatore a sospensione aventi carico di rottura, e quindi ca-

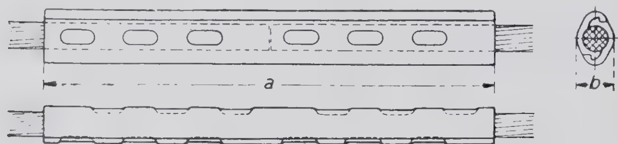


Fig. 34 - Giunto bipartito.

rico di lavoro di garanzia assai elevato. Per gli usuali tipi d'isolatori sospesi viene garantito un carico di lavoro compreso fra 1200 e 1500 kg, il che comporta per una doppia catena di amarro un tiro massimo da 2400

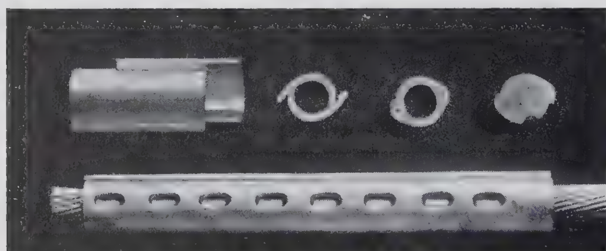


Fig. 34 bis

a 3000 kg. Pur con questa grave limitazione le frecce massime dei conduttori antivibranti aldrey-acciaio sono, a parità di condizioni, di ca. 1,5-2 m minori di quelle dei conduttori antivibranti alluminio-acciaio.

Per meglio illustrare in dettaglio queste varie considerazioni, rimandiamo alla tabella riassumente i calcoli compiuti per diversi conduttori antivibranti.

Da essa risulta che alle condizioni di tiro normalmete adottate in Italia, con sovraccarichi cioè di 2 kg/m di neve a 0°C e di vento di 130 km/h a — 30°C, un conduttore antivibrante, sia esso di aldrey-acciaio o di alluminio-acciaio, di formazione 1 : 6 oppure 1 : 8, è tale a tutte le condizioni di esercizio qualora il rapporto delle sollecitazioni fondamentali non sia inferiore di 1 : 5.

BIBLIOGRAFIA

SCHWENKHAGEN: *Seilschwingungen auf Hochspannungsfreileitungen, ihre Folgeerscheinungen und ihre Bekämpfung* - Tech. Mitteilung der Studiengesellschaft f. Hochspannungsanlagen, n. 20.

C. PRAMAGGIORE: *Le vibrazioni di piccola ampiezza e grande frequenza sui conduttori delle linee elettriche di trasporto* - Alluminio, n. 5, 1930.

H. M. PAPE: *Beanspruchung schwingender Drahtseile* - Veröffentl. des Woehler-Instituts, Quaderno n. 7, 1930.

H. MAAS: *Mechanische Schwingungen von Hochspannungsfreileitungen* - Wissenschaftliche Veröffentl des Siemens-Konzerns, Quaderno n. 1, 1931.

J. NEFZGER: *Derangements occasionnés par le oscillations mécaniques des conducteurs et leur remède* - CIGRE, 1933.

G. DASSETTO: *Sui conduttori di alluminio* - XXXVIII Riunione AEL 1933, rapporto N. 5.

M. MARTINI: *Le vibrazioni sulle linee aeree in relazione alle caratteristiche meccaniche dei conduttori* - L'Energia Elettrica, settembre 1934.

M. PREISWERK: *Un sistema per ammortizzare le vibrazioni dei conduttori elettrici* - Alluminio, n. 3, 1934.

G. DASSETTO: *Morsetti portanti per conduttori in metallo leggero* - L'Elettrotecnica, 25 gennaio 1935.

PREISWERK-DASSETTO: *Conduttori antivibranti* - L'Energia Elettrica, n. 1, 1935, e n. 2, 1936.

M. PREISWERK: *Câble antivibratoire pour lignes électriques aériennes* - CIGRE, 1935, rapp. N. 218.

G. DASSETTO: *Metodi di misura delle vibrazioni di linee elettriche* - XL. Riunione AEI., 1935 rapp. N. 6.

M. PREISWERK: *Beiträge zur Lösung des Schwingungsproblems von Freileitungen* - CIGRE, 1937, rapp. 212.

G. DASSETTO: *Vibrazioni dei conduttori e mezzi per eliminarle* - XLII Riunione AEI., 1937, rapp. N. 122.

P. BEHRENS: *Verlegung schwingungsdämpfender Seile auf einer 100 kV-Leitung.* - Aluminium n. 9, 1937.

M. PREISWERK: *Verlegungsmethoden schwingungsdämpfender Seile* - Aluminium, n. 11, 1937.

P. BEHRENS: *Verlegung schwingungsdämpfender Stahlaluminium Leitungen* - Aluminium, n. 1, 1938.

Appendice

NOTE SUL CALCOLO DEI CONDUTTORI ANTIVIBRANTI

Qualora la tesatura del conduttore antivibrante venga compiuta col metodo della pretensione nell'acciaio, oltre le tensioni e le freccie alle varie temperature, è necessario conoscere anche la differenza tra le lunghezze dell'anima e del mantello. Questo dato interessa però solamente il costruttore il quale è tenuto a fornire una corda atta a venire montata come le normali bimetalliche. Il montatore dovrà solo curare la posizione relativa dell'anima e del mantello secondo le indicazioni già date dal fabbricante.

Se invece durante la posa si provvede alla ripartizione dei carichi nell'anima in acciaio e nel mantello in alluminio, è necessario conoscere anche come vengono cimentate queste due parti del conduttore alle varie temperature.

Il calcolo del conduttore antivibrante si può quindi suddividere nelle seguenti parti:

1) Si fissano le massime sollecitazioni ammissibili nell'anima e nel mantello per il massimo sovraccarico e si determina mediante la semplice formula:

$$\sigma_o = \frac{\sigma_f \; s_f + \sigma_a \; s_a}{s}$$

la massima sollecitazione specifica del conduttore, essendo σ le sollecitazioni ed s le sezioni (*).

In seguito mediante la solita equazione di terzo grado:

$$\sigma_t^2 \left\{ \sigma_t - \left[\sigma_o - \frac{a^2 \gamma^2 m^2_o E}{24 \sigma_o^2} - \alpha (t - t_o) E \right] \right\} = \frac{a^2 \gamma^2 m^2_t E}{24} \qquad 1)$$

dove:

a = campata in metri

$$\gamma = \frac{\text{peso proprio}}{\text{sezione}} \text{ in kg/m.mm}^2$$

E = modulo di elasticità del conduttore in kg/mm²
α = coefficiente di dilatazione lineare termica del conduttore
m_o, m_t = coefficienti di sovraccarico alle temperature t_o, t,

si determinano le sollecitazioni specifiche del conduttore alle varie condizioni di carico e di temperatura, agendo come per i normali conduttori alluminio- acciaio, e cioè sostituendo ai moduli di elasticità ed ai coefficienti di dilatazione dei singoli componenti il modulo di elasticità fittizio:

$$E = \frac{E_a \; s_a + E_f \; s_f}{s}$$

ed il coefficiente di dilatazione fittizio:

$$\alpha = \frac{\alpha_a \; E_a \; s_a + \alpha_f \; E_f \; s_f}{E_a \; s_a + E_f \; s_f}$$

Si trova in seguito la sollecitazione totale

$$T_t = s \cdot \sigma_t$$

e la freccia

$$f_t = \frac{a^2 \gamma \, m_t}{8 \sigma_t}$$

2) Si determina il modo secondo il quale è ripartita la sollecitazione del conduttore tra il mantello di alluminio e l'anima di acciaio. Questo calcolo è necessario oltre che per compiere la tesatura del conduttore, anche per verificare che non vengano superate le massime sollecitazioni ammissibili.

Dato il differente coefficiente di dilatazione e modulo di elasticità dei due materiali, può avvenire che alle temperature più alte la sollecitazione dell'alluminio divenga negativa, ossia che l'alluminio venga ad essere in certo qual modo compresso perchè costretto ad avere una lunghezza minore di quella che gli competerebbe a tale temperatura. Si cercherà di evitare questo fatto alle temperature normalmente raggiungibili scegliendo opportunamente i carichi di lavoro massimi. Aumentando il carico di lavoro dell'alluminio rispetto a quello dell'acciaio, si renderà più alta la temperatura alla quale la tensione nel mantello diviene negativa.

Si potrà inoltre verificare il rapporto tra la sollecitazione nell'alluminio e quella nell'acciaio alle varie temperature e sovraccarichi.

La teoria ha dimostrato, e la pratica confermato, che per un rapporto delle sollecitazioni uguali a 1 : 2,74 il conduttore perde le sue caratteristiche antivibranti. Per mantenersi sufficientemente lontani da questo valore limite, si è fissato come minimo il rapporto 1 : 4. Se dal calcolo risulterà in qualche condizione un rapporto inferiore a questo, si dovrà aumentare la sollecitazione nell'acciaio.

Il calcolo delle sollecitazioni nell'alluminio può venire fatto mediante la formula seguente:

$$\sigma_{at} = \sigma_{ao} - \frac{8}{3} \; \frac{E_a \, (f_o^2 - f_t^2)}{a^2} - (t - t_o) \, \alpha_a \, E_a$$

Questa formula, che è stata usata fino ad ora con buoni risultati, è di scomoda applicazione. Inoltre il termine contenente le freccie al quadrato, grandezze derivate, può dare delle imprecisioni quando questi ultimi valori non siano stati determinati con molta esattezza.

Consigliamo quindi di usare un'altra formula la quale contiene solo grandezze fondamentali e risulta inoltre più semplice.

Tale formula è ottenuta da considerazioni sulle lunghezze effettive del conduttore tesato.

La differenza tra la lunghezza del conduttore alla temperatura t L_t, ed alla temperatura di partenza t_o, L_o, è data dall'allungamento elastico $\left(\frac{\sigma_t - \sigma_o}{E}\right) L$ e dalla dilatazione termica $\alpha \, (t - t_o) \, L$.

Ponendo per approssimazione in queste due espressioni L = a, essendo a la campata in metri, si ha:

$$L_t - L_o = \left(\frac{\sigma_t - \sigma_o}{E}\right) a + \alpha \, (t - t_o) \, a$$

Il mantello di alluminio e l'anima di acciaio, essendo tenuti fermi alle estremità dai morsetti di amarro, dovranno avere ad ogni temperatura la stessa lunghezza. Potremo quindi scrivere per il mantello l'equazione già scritta per il conduttore intero:

$$L_t - L_o = \left(\frac{\sigma_{at} - \sigma_{ao}}{E_a}\right) a + \alpha_a \, (t - t_o) \, a$$

Dalle due equazioni si ricava sottraendo e semplificando:

$$\sigma_{at} = \sigma_{ao} - (\sigma_o - \sigma_t) \, \frac{E_a}{E} - (\alpha_a - \alpha) \, (t - t_o) \, E_a \qquad 2)$$

(*) In tutta la trattazione i simboli con i soli indici relativi alla temperatura si riferiscono all'intero conduttore, quelli con l'indice a al mantello di alluminio, e quelli con l'indice f all'anima di acciaio.

TABELLA N. 1.

Ipotesi	Campata m 400									
	tensioni nel conduttore		Freccie	Tensioni nei componenti				Anima con sovraccarico del mantello		
				alluminio		acciaio				
	σ kg/mm²	Totale kg	m	σa kg/mm²	Totale kg	σf kg/mm²	Totale kg	σ¹f kg/mm²	Totale kg	Freccie m
0 °C con 2 kg/ml di sovraccarico . .	11.842	2555.92	21.663	7	1289.12	40	1266.80	—	—	—
— 30 °C con vento 130 km/ora . . .	7.904	1706.00	20.050	4.766	877.70	26.154	828.30	—	—	—
— 30 °C scarico	3.700	798.66	19.257	1.654	304.58	15.598	493.98	—	—	—
0 °C scarico	3.547	765.45	20.093	0.856	157.58	19.194	607.87	23.758	752.09	20.450
+ 10 °C scarico	3.499	755.23	20.365	0.598	110.19	20.368	645.04	23.562	746.21	20.611
+ 20 °C scarico	3.454	745.40	20.633	0.338	62.20	21.572	683.20	23.381	740.46	20.771
+ 30 °C scarico	3.410	735.94	20.898	0.079	14.46	22.781	721.48	23.203	734.83	20.930

Ottenuto σ_{at} si otterranno facilmente la tensione nell'acciaio:

$$\sigma_{ft} = \frac{\sigma_t \; S - \sigma_{at} \; S_a}{S_f}$$

e contemporaneamente la tensione totale nell'alluminio

$$T_{at} = \sigma_{at} \; S_a$$

e nell'acciaio

$$T_{ft} = \sigma_{ft} \; S_f.$$

3) Nel caso che in mezzo alla campata sia necessario porre un giunto, questo viene a costituire un punto fisso del conduttore e quindi bisogna fare la tesatura dalle due estremità. Per compiere questa operazione è necessario conoscere la tensione nell'anima quando il mantello agisce da sovraccarico e la freccia che assume il conduttore in queste condizioni.

Anche in questo caso si potrà scrivere l'equazione che dà l'allungamento del conduttore, passando dalla tensione σ_{fo} nota e dalla temperatura t_o, alla tensione $\sigma^1{}_{ft}$ con sovraccarico del mantello sull'anima alla temperatura t:

$$L_t{}^1 - L_o = \left(\frac{\sigma^1{}_{ft} - \sigma_{fo}}{E_f}\right) a + \alpha_f \; (t - t_o) \; a$$

L_o verrà espressa direttamente in funzione di σ_o non essendo possibile ottenerla semplicemente in funzione di σ_{fo}; L_t invece verrà posta in funzione di $\sigma^1{}_{ft}$. Si avrà quindi, essendo

$$\gamma_f = \frac{\text{peso proprio}}{S_f}$$

$$\frac{a^3 \; \gamma_f{}^2}{24 \; \sigma^1{}_{ft}{}^2} - \frac{a^3 \; \gamma^2 \; m_o{}^2}{24 \; \sigma_o{}^2} = \left(\frac{\sigma^1{}_{ft} - \sigma_{fo}}{E_f}\right) a + \alpha_f \; (t - t_o) \; a$$

e ordinando:

$$\sigma^1{}_{ft}{}^2 \left\{ \sigma^1{}_{ft} - \left[\sigma_{fo} - \frac{a^2 \; \gamma^2 \; m_o{}^2 \; E_f}{24 \; \sigma_o{}^2} - \alpha_f \; (t - t_o) \; E_f \right] \right\} = \frac{a^2 \; \gamma_f{}^2 \; E_f}{24} \qquad 3)$$

Nel caso che si debba compiere questo calcolo per molte campate e per diverse temperature, conviene usare l'equazione data che tiene conto della variazione della temperatura, invece di altre le quali la trascurano, considerando immediatamente la tensione σ_t del conduttore alla temperatura t.

Si può così partire dalla temperatura alla quale la sollecitazione è uguale in tutte le campate, mantenendo costante con notevole diminuzione dei calcoli, il termine $\frac{\gamma^2 \; m_o{}^2 \; E_f}{24 \; \sigma_o{}^2}$.

Ottenuto $\sigma^1{}_{ft}$ si ottiene immediatamente la freccia:

$$f^1{}_t = a^2 \frac{\gamma_f}{8 \; \sigma^1{}_{ft}}$$

Esempio numerico.

Si suppone che mediante considerazioni elettriche si sia trovata necessaria una sezione corrispondente a 110-120 mm² di rame.

Si adotta il conduttore antivibrante rapporto 1/6 della seguente formazione:

sezione nominale 185 mm²
anima: trefolo di 7 fili di acciaio, diametro di mm 2,40 ciascuno
mantello: strato interno di 12 fili di Al, ϕ mm 2,95 ciascuno
strato esterno di 20 fili di Al, ϕ mm 2,55 ciascuno
diametro dell'anima 7,2 mm
gioco 1,85 mm
diametro esterno conduttore 20,05 mm
sezioni in mm²: acciaio 31,67 - alluminio 184,16 - totale 215,83
pesi in kg/km: acciaio 153 - alluminio 516 - totale 769

$$\gamma = \frac{0{,}769}{215{,}83} = 3{,}563 \times 10^{-3} \qquad \gamma^2 = 12{,}695 \; 10^{-6}$$

$$\gamma_f = \frac{0{,}769}{31{,}67} = 2{,}428 \times 10^{-2} \qquad \gamma_f{}^2 = 5\,869 \; 10^{-4}$$

modulo di elasticità: alluminio = E_a = 5600 kg/mm²
acciaio = E_f = 19000 »
coefficiente di dilatazione: alluminio = α_a = 0,000023
acciaio = α_f = 0,000012
modulo di elasticità fittizio:

$$E = \frac{5600 \times 174{,}16 + 19000 \times 31{,}67}{215{,}83} = \text{circa } 7566$$

coefficiente di dilatazione fittizio:

$$\alpha = \frac{23 \times 10^{-6} \times 5600 \times 184{,}16 + 12 \times 10^{-6} \times 19000 \times 31{,}67}{5600 \times 184{,}16 + 19000 \times 31{,}67} =$$

= circa 0,00001895.

SOLLECITAZIONI DEL CONDUTTORE.

a) temperatura di 0°C con 2 kg/ml di sovraccarico. P_o = 2,769

coefficiente di sovraccarico $m_o = \frac{2{,}769}{0{,}769} = 3{,}601 \quad m_o{}^2 = 12{,}966$

b) temperatura di — 30°C con vento di 130 km/ora
pressione vento $P_v = 0{,}0045 \; V^2 \; d = 0{,}0045 \times 130^2 \times 0{,}02005 =$
$= 1{,}525$ kg/ml

$$P_1 = \sqrt{1{,}525^2 + 0{,}769^2} = 1{,}71 \text{ kg/ml}$$

coefficiente di sovraccarico $m_1 = \frac{1{,}71}{0{,}769} = 2{,}224 \quad m_1{}^2 = 4{,}973$

c) temperatura massima + 30°C — conduttore scarico (variazione di temperatura secondo norme C.E.I.).

La prima condizione di sovraccarico è quella che cimenta di più il conduttore.

Si adotta:

massima tensione nell'alluminio a 0°C e 2 kg/ml di sovraccarico 7 kg/mm² e cioè 7 × 184,16 = 1289,12 kg
massima tensione nell'acciaio idem c. s.
40 kg/mm² e cioè 40 × 31,67 = 1266,80 kg
tensione totale del conduttore = 2555,92 kg
massima tensione specifica del conduttore σ_o = 11,842 kg/mm².

Il carico di rottura minimo del conduttore è circa di 6355 kg

$$\frac{\text{carico di rottura minimo}}{\text{carico di lavoro massimo}} = \frac{6355}{2556} = 2{,}42 \text{ circa, sicurezza minima nelle peggiori condizioni.}$$

L'esempio di calcolo è fatto sulla campata di 400 m. I risultati ottenuti per le altre campate sono riportate nella tabella 2 e sintetizzati nei diagrammi delle figg. I, II e III.

Freccia del conduttore a 0° con 2 kg/ml di sovraccarico:

$$f_o = 400^2 \frac{3{,}563 \times 10^{-3} \times 3{,}6}{8 \times 11{,}842} = 21{,}663 \text{ m}$$

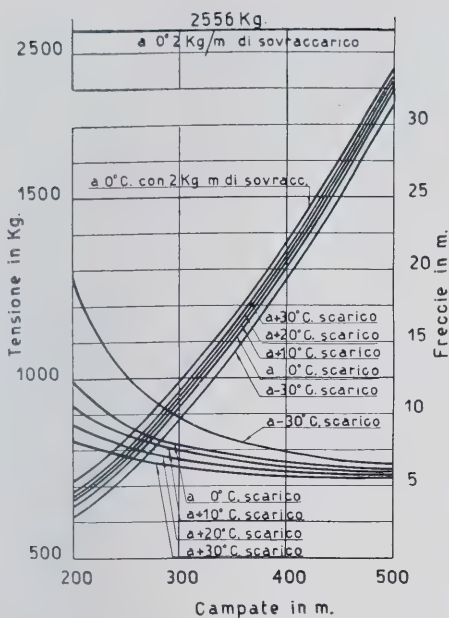


Fig. 1 - Freccie e sollecitazioni del conduttore antivibrante in funzione della campata per diverse temperature.

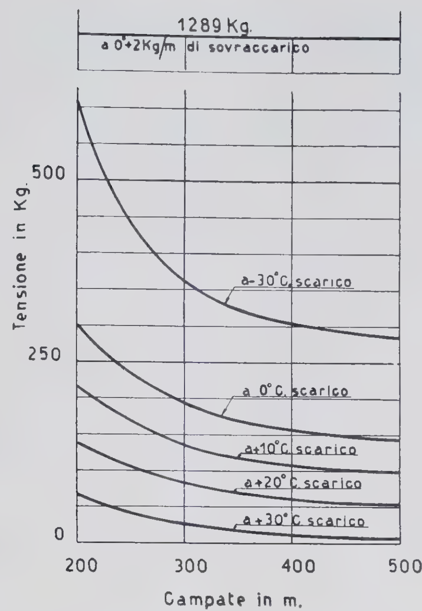


Fig. 2 - Sollecitazioni del mantello in alluminio in funzione della campata per diverse temperature.

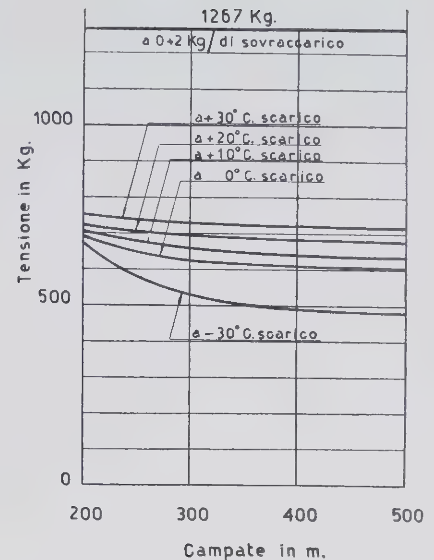


Fig. 3 - Sollecitazioni dell'anima di acciaio in funzione della campata per diverse temperature.

TABELLA 2.

Sollecitazioni e freccie del conduttore antivibrante e parti componenti in funzione della campata e della temperatura.

Temperature e sovraccarichi	Campate in m	Tensioni nel conduttore		Freccie in m	Tensioni nei componenti			
					Alluminio		Acciaio	
		σ kg/mm²	totale kg		σa kg/mm²	totale kg	σf kg/mm²	totale kg
a 0 °C con 2 kg/ml di sovraccarico	200	11.84	2556	5.41	7.00	1289	40.00	1267
	300	11.84	2556	12.16	7.00	1289	40.00	1267
	400	11.84	2556	21.66	7.00	1289	40.00	1267
	500	11.84	2556	33.82	7.00	1289	40.00	1267
a — 30 °C scarico	200	5.92	1279	3.00	3.30	608	21.09	671
	300	4.12	888	9.73	1.97	362	16.62	526
	400	3.70	799	19.26	1.65	305	15.60	494
	500	3.54	764	31.44	1.56	287	15.06	477
a 0 °C scarico	200	4.60	994	3.87	1.64	303	21.83	691
	300	3.78	815	10.60	1.05	193	19.65	622
	400	3.55	765	20.09	0.86	157	19.19	608
	500	3.45	745	32.25	0.77	143	19.00	602
a + 10 °C scarico	200	4.29	927	4.14	1.19	219	22.37	708
	300	3.68	795	10.87	0.74	135	20.82	660
	400	3.50	755	20.36	0.60	110	20.37	645
	500	3.42	738	32.52	0.54	100	20.15	638
a + 20 °C scarico	200	4.03	870	4.41	0.77	141	23.03	729
	300	4.59	776	11.15	0.44	82	21.91	694
	400	3.45	745	20·63	0.34	62	21.57	683
	500	3.39	732	32.79	0.30	54	21.41	678
a + 30 °C scarico	200	3.81	821	4.68	0.37	68	23.77	753
	300	3.51	757	11.41	0.16	28	23.01	729
	400	3.41	736	20.90	0.08	14	22.78	722
	500	3.37	726	33.05	0.04	8	22.68	718

SOLLECITAZIONI SPECIFICHE DEL CONDUTTORE:

Mediante l'equazione 1)
dove:

$$a^2 \frac{\gamma^2 E m_t^2}{24} = 400^2 \times \frac{12{,}695 \times 10^{-5} \times 7566 \times m_t^2}{24} =$$

$$= 640{,}336 \times m_t^2 \quad (m_t^2 = 1 \text{ per conduttore scarico})$$

$$(m_t^2 = 4.923 \text{ con vento } 130 \text{ km/ora})$$

$$\sigma_o - \frac{a^2 \gamma^2 E m_o^2}{24 \sigma_o^2} = 11{,}842 - 640{,}336 \frac{12{,}966}{140{,}233} =$$

$$= 11{,}842 - 59{,}206 = 47{,}364$$

si ricavano le tensioni specifiche del conduttore alle diverse temperature (vedi tabella 1).

CALCOLI PER LA TESATURA DEL CONDUTTORE ANTIVIBRANTE.

Tensioni nell'alluminio e nell'acciaio.

L'equazione 2) diviene per il nostro conduttore:

$$\sigma_{at} = 7 - (11{,}842 - \sigma_t)\, 0{,}740 - (t - 0)\, 0{,}02268.$$

Ad es. per la temperatura di —30°C con vento di 130 km/ora si ha:

$$\sigma_{at} = 7 - (11{,}842 - 7{,}904)\, 0{,}740 + 30 \times 0{,}2268 = 4{,}766$$

$$T_{at} = 877{,}70$$

$$\sigma_{ft} = \frac{1706{,}00 - 4{,}766 \times 184{,}16}{31{,}67} = 26{,}154 \qquad T_{ft} = 828.30$$

I risultati ottenuti per la diverse temperature sono riportati nella tabella 1.

Tensioni e freccie dell'anima di acciaio con sovraccarico del mantello di alluminio

Nell'equazione 3) si ha:

$$\frac{a^2 \gamma_f^2 E_f}{24} = \frac{400^2 \times 5{,}896 \times 10^{-4} \times 19000}{24} = 74{,}683$$

$$\sigma_{fo} - \frac{a^2 \gamma^2 m_o^2 E_f}{24 \sigma_o^2} = 40 - 59{,}206 \times \frac{19000}{7566} =$$

$$= 40 - 148{,}679 = -108{,}679.$$

Tale equazione si è risolta per le temperature che possono interessare per la tesatura (vedi tabella 1).

Milano, novembre 1937-XVI.

L. BENDI.

NOTIZIARIO TECNICO

L'ALLUMINIO NEI CAVI ELETTRICI

L'applicazione dell'alluminio nei conduttori isolati, determinata da ragioni sopratutto autarchiche, è stata compiuta già da diversi anni sia in Italia che all'estero e specialmente in Germania.

Si sono dovute superare a questo fine alcune difficoltà tecniche dovute alle diverse caratteristiche dell'alluminio e del rame.

La maggiore sezione necessaria per l'alluminio (vedi tab. I) obbliga ad una maggiore quantità di materiale isolante e protettivo.

Bisogna però ricordare a questo proposito che generalmente in pratica la sostituzione di un conduttore di un tipo con uno di tipo diverso viene compiuta tenendo conto della capacità di corrente, ossia della massima sopraelevazione di temperatura ammissibile, piuttosto che considerando la caduta di tensione.

Questo punto di vista riesce favorevole all'alluminio, poichè l'aumento di circonferenza del conduttore favorisce la dissipazione del calore.

Si rendono così possibili i rapporti di sezione riportati nella stessa tabella I e calcolati considerando invariato il potere dissipativo unitario della superficie esterna.

L'aumento di peso del materiale protettivo ed isolante viene compensato dalla forte diminuzione del peso del conduttore, ed in definitiva il peso risulta diminuito per i cavi senza protezione in piombo ed all'incirca invariato per quelli protetti.

Questo comunque non ha grande importanza dal punto di vista pratico quando si tratti di cavi per posa

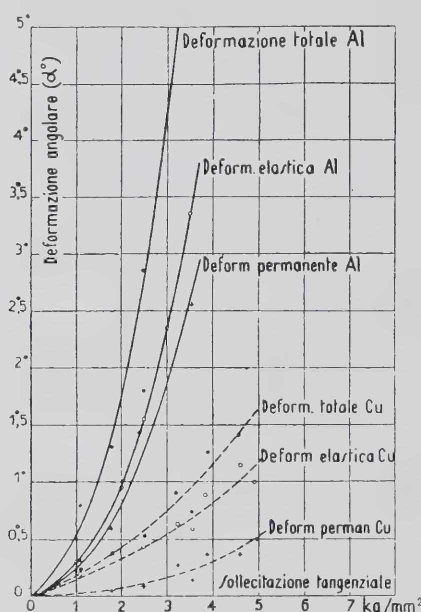


Fig. 1 - Deformazioni di sbarrette di rame e alluminio di 4 mm di diametro (durata del carico 60', temper. 50°C).

sotterranea, per i quali non interessano molto le condizioni d'ingombro.

La maggiore sezione necessaria può però costringere, quando si tratti di un cavo in rame avente già sezione rilevante (maggiore di 325 mm²), ad usare in sostituzione due cavi in alluminio in parallelo.

Tra le caratteristiche meccaniche è necessario considerare particolarmente le doti di flessibilità e di resistenza superficiale alla scalfittura.

La flessibilità ha particolare importanza per quei cavi di sezione inferiore ai 30-40 mm², in generale isolati in gomma ed usati per tensioni non superiori ai 1000 V.

L'applicazione dell'alluminio in questi permetterebbe, a parte il solito scopo di sostituire il rame, di risparmiare anche nella stagnatura necessaria per proteggere il rame, il quale viene intaccato dallo zolfo che si sviluppa durante la vulcanizzazione, mentre l'alluminio non ne rimane danneggiato.

D'altra parte il metallo puro a 99.5% comunemente usato come conduttore sopporta meno bene i ripetuti piegamenti.

Non si è rinunciato per questo a cercare una soluzione soddisfacente e la si è trovata usando, oltre che fili in alluminio puro, fili in lega e particolarmente in aldrey.

Piccole applicazioni se ne sono già avute e, dato che le prove sperimentali di laboratorio compiute in Italia sono state soddisfacenti, è sperabile che ben presto anche in questo campo il metallo nazionale possa venire applicato senza le grandi titubanze che si generano tra i consumatori ad ogni innovazione della tecnica.

La resistenza alle scalfitture ed alle abrasioni ha molta importanza per i materiali usati come conduttori nei cavi ad alte tensioni.

Le irregolarità della superficie determinano l'addensamento delle linee equipotenziali del capo elettrico, e quindi variazioni del gradiente di potenziale molto forti in punti determinati. Il dielettrico rimane fortemente sollecitato, con conseguente maggiore pericolo di perforazioni e di guasti. Si cerca perciò di avere la superficie del conduttore più uniforme possibile, ed il costruttore dà

Tabella comparativa delle proprietà elettriche del rame ricotto e dell'alluminio.

			Rame ricotto	Alluminio 99.5 %	Norme CEI
Peso specifico a 20° C. gr/cm³			8.89	2.703	
Conducibilità in % di quella del rame ricotto campione internazionale			98.—	60.97	
Resistività ohm . mm²/km			17.50	28.28	
Prescindendo dall'effetto pellicolare e dalle correnti parassite	a pari resistenza elettrica	Sezione	1	circa 1.61	
		Diametro	1	» 1.27	
		Peso	1	» 0.49	
	a pari capacità di corrente (pari sopraelevazione di temperatura)	Sezione	1	circa 1.38	
		Diametro	1	» 1.17	
		Peso	1	» 0.42	

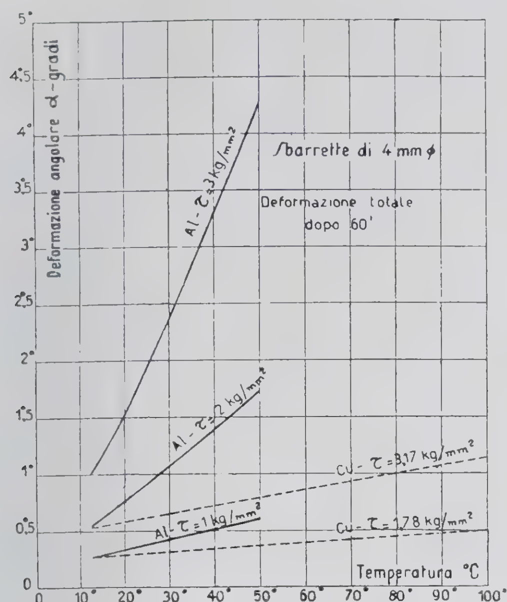


Fig. 2 - Deformazioni in funzione della temperatura per differenti sforzi.

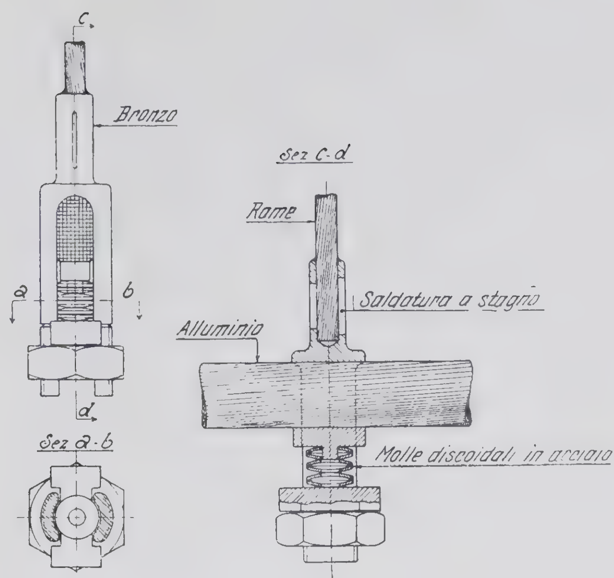


Fig. 3 - Derivazione di un conduttore di rame da un conduttore di alluminio senza tagliare il conduttore di alluminio.

molta importanza al fatto che il materiale possa subire eventuali danneggiamenti durante la lavorazione.

Per quanto riguarda la durezza superficiale, l'alluminio crudo presenta dei particolari vantaggi rispetto al ricotto, il quale è molto più tenero.

D'altra parte l'allungamento a rottura di quest'ultimo è più grande e rende più facile la cordatura.

Presso molte ditte si è quindi tuttora in dubbio a quale dei due tipi dare la preferenza.

Si descriverà in seguito un cavo speciale, nel quale si è data una soluzione abbastanza originale a questo problema, benchè per tensioni relativamente basse come possono essere quelle usate per le reti di distribuzione.

Rimane ora da trattare il problema più difficile nella applicazione dell'alluminio nei cavi: il problema delle giunzioni. Questo è stato ed è tuttora il più discusso e le soluzioni consigliate sono diverse ed alle volte affermano cose e principi opposti. Ciò deriva probabilmente dal fatto che molti tipi di giunzione risultano buoni o semplici usando una particolare tecnica ed avendo personale veramente pratico.

Molti vengono spinti a dare l'ostracismo ad una determinata soluzione, solo perchè la loro esperienza personale è risultata poco soddisfacente e non si preoccupano di osservare se il difetto provenga da loro stessi.

La tecnica delle giunzioni per l'alluminio è parecchio diversa da quella per il rame, ma può essere resa altrettanto pratica.

E' bene premettere a questo riguardo delle considerazioni generali.

La memoria presentata dall' Ing. A. Gulinello (1) della Soc. It. Pirelli alla riunione annuale della Associazione Elettrotecnica Italia, tenuta a Bari nel settembre dello scorso anno, dà a questo riguardo delle notizie veramente interessanti, frutto delle esperienze compiute nei laboratori della Soc. Pirelli.

(1) A. GULINELLO: Uso dell'alluminio nelle linee in cavi.

Tralasciando per ora di parlare delle giunzioni a manicotto compresso, oppure mediante saldatura o fusione, consideriamo la giunzione a morsetto.

L'alluminio ha, a questo riguardo, un comportamento particolare che è dovuto alla facilità con la quale esso continua a deformarsi sotto uno sforzo permanente.

Per rilevare sperimentalmente questo fenomeno si è usato nei laboratori scientifici e sperimentali della ditta sopramenzionata il dispositivo seguente: una sbarretta del materiale in esame veniva stretta ad una estremità da un morsetto, mentre sull'altra estremità veniva montata la puleggia. Sulla puleggia agiva tangenzialmente un opportuno peso variabile. La misura delle deformazioni angolari veniva compiuta mediante un sensibile apparecchio a riflessione.

Si sono così ottenuti i diagrammi riportati nelle figure 1 e 2, i quali si riferiscono per l'alluminio crudo e per il rame, a sbarrette di 4 mm di diametro.

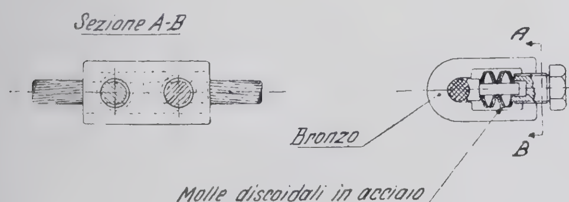


Fig. 4 - Tipo di morsetto a pressione per un giunto diritto fra corde di alluminio.

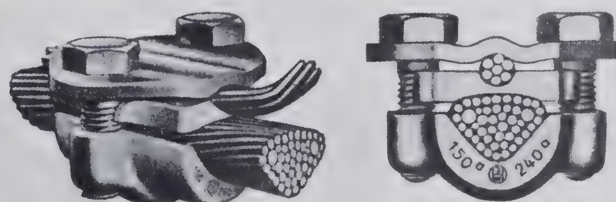


Fig. 5 - Giunto con capicorda a piastre.

L'autore non dice però a quale lunghezza della sbarretta vada riferita la deformazione angolare.

Il diagramma 1 dà il valore della deformazione totale, elastica e permanente in funzione della sollecitazione tangenziale applicata per una durata di 60' alla temperatura di 50°C.

Il diagramma 2 rappresenta la deformazione misurata dopo 60' dall'applicazione della sollecitazione, in funzione della temperatura.

Con queste esperienze si è avuta la conferma che per avere un buon giunto a pressione il quale non desse preoccupazioni e non corresse il rischio di offrire un contatto elettrico cattivo dopo qualche tempo, era necessario ricorrere a degli organi intermediari aventi deformazioni elastiche le quali compensassero quelle dell'alluminio.

Giunti di questo tipo ve ne sono diversi in commercio e si può dire che danno buoni risultati (figg. 3, 4 e 5).

L'Ing. Willy Gebauer in un articolo apparso sulla Rivista *Elektrizitätswirtschaft* (2) riporta interessanti esperienze sul comportamento di un morsetto di derivazione con coperchio molleggiato per cavi in alluminio (fig. 6).

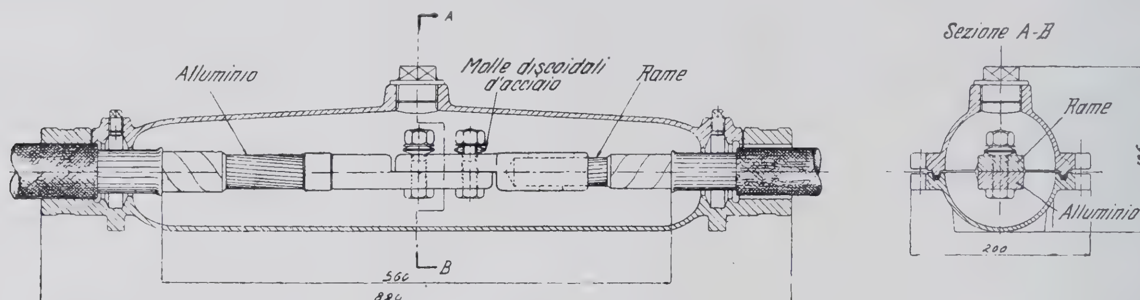


Fig. 6 - Morsetto di derivazione a coperchio molleggiato per cavi in alluminio.

Questo morsetto è stato costruito in modo da eliminare quasi completamente l'influenza della deformazione dei conduttori in alluminio per effetto della pressione. Si è tenuto conto inoltre del fatto che il morsetto potesse subire variazioni di temperatura per effetti di sovraccarico od altro, proporzionando opportunamente le parti in modo da compensare le disuguali dilatazioni termiche dell'acciaio fuso di cui è costituito il morsetto e dell'alluminio.

Particolarmente importanti sono le prove in esercizio con alternanze di carico, le quali hanno dimostrato l'ottimo comportamento di questo tipo di morsetto a coperchio molleggiato nei diversi casi di congiunzioni che si hanno in pratica.

Un altro tipo di congiunzione meccanica è quella ottenuta mediante manicotti compressi. Applicato con opportune cautele dà buoni risultati, ed esperienze al riguardo sono state compiute dalla Suddeutschen Kabelwerken di Mannheim (3).

Le estremità del conduttore vengono introdotte in un manicotto metallico il quale viene fortemente compresso in modo che al termine dell'operazione non è più percepibile un ingrossamento del diametro.

Per aumentare la conducibilità si pone internamente al manicotto ed al posto di uno strato di fili precedentemente asportato, un altro manicotto metallico che può essere fessurato longitudinalmente, o costituito da due parti, e che porta internamente ed esternamente delle filettature.

Uguali scanalature può anche avere internamente il manicotto esterno.

In questo modo le superfici di contatto tra i due manicotti e gli strati adiacenti del conduttore vengono di molto ingrandite.

Durante la compressione le filettature vengono a compenetrare così bene nei fili del conduttore che la congiunzione sembra quasi formata da un pezzo massiccio di metallo.

Le figg. 7, 8, 9, 10 mostrano diversi particolari di questi tipi di congiunzione.

Il materiale usato per il manicotto deve venire scelto accuratamente. Inoltre bisogna spalmare le parti da collegare con una speciale pasta la quale contiene dei truccioli di metallo finemente suddivisi. Questi durante l'operazione si comprimono sulle superfici di contatto in modo da rompere lo strato di ossido di alluminio che eventualmente esista e da formare un collegamento metallico ottimo conduttore.

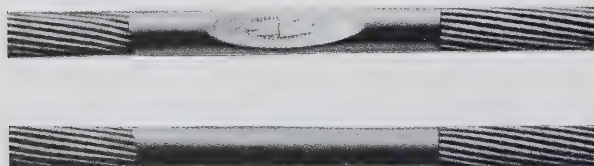


Fig. 7 - Congiunzione a manicotto per sezione di 150 mm².

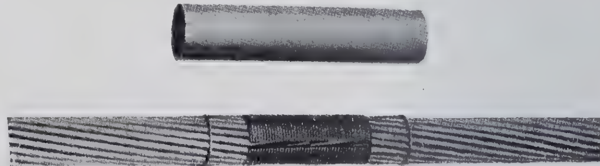


Fig. 8 - Manicotto interno filettato e diviso in due parti

Consideriamo ora la giunzione dei cavi per saldatura dolce.

Questa è la più comunemente usata nei cavi in rame ed ha dato per essi sempre un ottimo risultato. Nel caso della sua applicazione all'alluminio s'incontrano però delle difficoltà.

L'alluminio ha grande affinità coll'ossigeno e si copre di uno strato di ossido, il quale a differenza degli altri ossidi metallici non è conduttore.

(2) Versuche zur Entwicklung einer neuer Aluminium-Kabelabzweigklemme für Hausanschlüsse - Elektrizitätswirtschaft n° 27, settembre 1936 e n° 29, ottobre 1936.

(3) Eine neue Verbindungsklemme für Aluminiumleiter in Starkstromkabeln - Aluminium n° 6, giugno 1935.



Fig. 9 - Particolari della giunzione secondo la fig. 7.



Fig. 10 - Manicotto prima della compressione.

Inoltre esso si riconosce difficilmente poichè è quasi incolore e trasparente. Se nel fare i collegamenti non lo si elimina e non si impedisce che esso si riformi, non si riesce ad ottenere un buon contatto elettrico.

La preparazione della superficie dei fili è quindi lunga e difficile, specialmente per i conduttori settorali o con parecchi strati coassiali, ed è questo il principale inconveniente che ostacola l'applicazione pratica della saldatura dolce.

Rimangono le saldature autogena e per fusione.

La sopracitata memoria dell'Ing. Gulinello porta diversi disegni e fotografie a questo riguardo, le quali spiegano ottimamente l'apparecchiatura necessaria all'operazione (figure 11÷14).

L'estremità dei cavi in alluminio, opportunamente pulite, vengono introdotte in uno stampo in lamiera e (saldatura autogena) mediante una fiamma vengono portate alla fusione, mentre contemporaneamente si aggiungono dei pezzi di filo in alluminio per sopperire ad eventuali deficienze di materiale; oppure (saldatura per fusione propriamente detta) si cola nell'interno dello stampo del metallo fuso. In seguito lo stampo viene tolto e la saldatura opportunamente rifinita. Gli stampi per questo secondo tipo di giunzione risultano più leggeri.

Per proteggere il dielettrico del cavo dai danneggiamenti che potrebbero derivare dall'alta temperatura, si usano delle lastre antifiamma o addirittura delle piastre di raffreddamento.

Nel luogo citato si consiglia l'aggiunta di opportuni fondenti per eliminare lo strato di ossido che si forma sui fili alla temperatura di saldatura.

Di questa opinione non sono Direktor W. Büngner e Dr. Hammerschmidt (4) i quali consigliano di non usare assolutamente del fondente in quanto è difficile constatare che ad operazione finita i resti del fondente siano stati eliminati.

L'azione del fondente è basata su sostanze che sciolgono l'ossido di alluminio e che intaccano il metallo, quindi i suoi resti determinano nella saldatura delle disgregazioni chimiche molto pericolose per il buon funzionamento della giunzione.

Il procedimento che gli autori consigliano e che asseriscono richiedere appena poco più tempo di quello necessario per unire conduttori di rame è il seguente:

1°) Si liberino scrupolosamente le estremità dei cavi dalle materie isolanti che le avvolgono e si introducano in un manicotto di ghisa o meglio di acciaio al cromo diviso in due parti, il quale sia stato in precedente spalmato nella parte interna con talco o con la sostanza che viene usata per le fusioni in conchiglia.

2°) Si riscaldi il manicotto con una lampada sino al debole colore rosso, cioè 50° oltre il punto di fusione dell'alluminio (658°C).

3°) Si portino alla superficie della materia fusa mediante un bastoncino di acciaio gli strati di ossido che si formano durante la fusione dei fili.

4°) Si coli dall'apposita apertura, dell'alluminio fuso od una lega di metalli leggeri per il riempimento degli spazi vuoti.

5°) Dopo il raffreddamento si tolga il manicotto e si asportino con una lima i resti di ossido sulla superficie fusa. Si protegga la saldatura con una mano di lacca dall'influenza degli agenti esterni e quindi la si isoli.

La lunghezza totale del manicotto corrisponde a circa 10 volte il diametro del cavo.

Gli autori consigliano inoltre, per facilitare ed accelerare l'operazione, di usare per l'aggiunta delle leghe di alluminio che abbassino il punto di fusione. Dato però che queste riducono la conducibilità elettrica, si renderà necessario un ingrandimento della sezione del giunto.

La fig. 16 mostra l'apparecchiatura per arrotondare le estremità di un cavo, in modo da fare una giunzione con morsetto. Il procedimento è uguale a quello già descritto.

Se un tale terminale deve venire congiunto con un cavo in rame, dopo averlo accuratamente pulito, lo si ricopre con saldatura dolce per alluminio e quindi lo si stagna con stagno possibilmente puro. Il terminale del cavo in rame, opportunamente stagnato, vi viene saldato impiegando come fondente una soluzione alcoolica di colofonia.

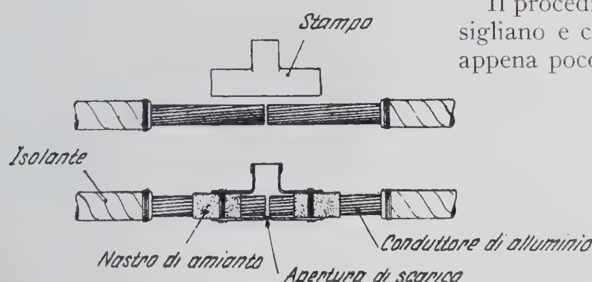


Fig. 11 - Preparazione di un giunto da farsi con saldatura autogena per fusione.



Fig. 12 - Stampo per la saldatura autogena.

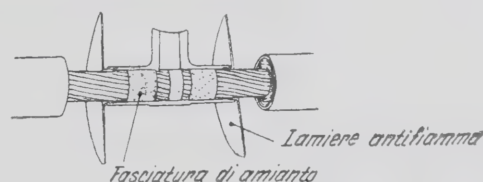


Fig. 13 - Modo di applicare lo stampo per la saldatura autogena.

(4) Einfache Schmelzverbindungen für Aluminium-Kabel. Elektrizitätswirtschaft n. 11, aprile 1937.

La fig. 17 mostra come si agisce per fondere una estremità di conduttore cordato in alluminio con la forma degli usuali terminali per cavo.

Più interessante è la fusione diretta di un conduttore cordato in alluminio con un conduttore in rame (figura 18).

Si pone l'estremità del conduttore in alluminio in un manicotto e si agisce come per la saldatura già descritta. Dopo avere eliminato lo strato di ossido, si immerge nella massa fusa il conduttore in rame, pulito o stagnato, appuntito e leggermente

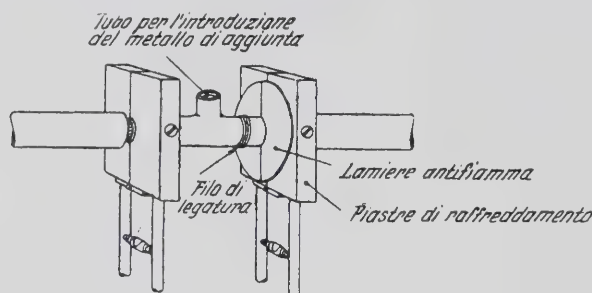


Fig. 14 - Stampo con lamiere antifiamma e piastre di raffreddamento.

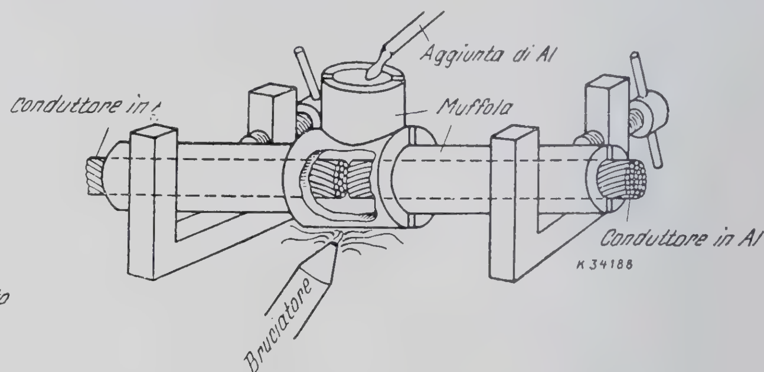


Fig. 15 - Apparecchiatura per il collegamento mediante saldatura autogena tra due conduttori in alluminio.

preriscaldato. Il rame forma facilmente delle leghe con l'alluminio alla temperatura di fusione di quest'ultimo: si forma così alla superficie di separazione una lega di alluminio ricca di rame, la quale assicura il contatto fra i due metalli.

La massa fusa deve essere fatta solidificare abbastanza rapidamente in modo da non permettere la formazione di troppo grandi quantità della lega Al/Cu, la quale è molto fragile e renderebbe la saldatura poco resistente dal punto di vista meccanico.

Questo tipo di giunzione viene protetta con una mano di lacca ed esige per la sua esecuzione molta pratica.

Gli autori affermano che le operazioni descritte, oltre ad essere molto rapide, esigendo pochi utensili possono venire facilmente eseguite sul posto di montaggio, ed asseriscono che la maggior parte delle saldature eseguite in un grande stabilimento tedesco già da molto tempo, hanno dato buoni risultati.

Una soluzione dei diversi problemi che sono stati prospettati, è data da Hans Müller nell'ETZ (5), il quale la trova modificando opportunamente il cavo.

L'autore si pone nelle condizioni più svantaggiose, in quanto si propone di usare il cavo per reti di distribuzione a bassa tensione con molte diramazioni.

In questo tipo di rete predomina il cosidetto cavo tripolare, costituito da tre conduttori principali e da un quarto conduttore di sezione trasversale all'incirca uguale alla metà di quella degli altri, usato come neutro. Per questi cavi è molto usata la costruzione settorale, la quale permette di diminuire le dimensioni totali e quindi di risparmiare sul piombo occorrente per la protezione esterna.

L'autore propone il cavo rappresentato nella fig. 19, e cioè costruito con sette mezzi conduttori rotondi, sei dei quali a due a due costituiscono le tre fasi, mentre il settimo costituisce il neutro. Essendo necessario per quest'ultimo un involucro isolante più piccolo, dato che la sollecitazione del dielettrico è minore, la sua sezione può essere più grande di quella degli altri. Nel caso che il neutro non sia necessario, il cavo trifase è costruito secondo la figura 20.

In questo modo il diametro totale non è maggiore di quello del cavo settorale corrispondente.

I due mezzi conduttori costituenti una fase vengono riuniti nelle muffole di giunzione con un unico manicotto, e la difficoltà di una tale operazione non è più grande che per i cavi normali.

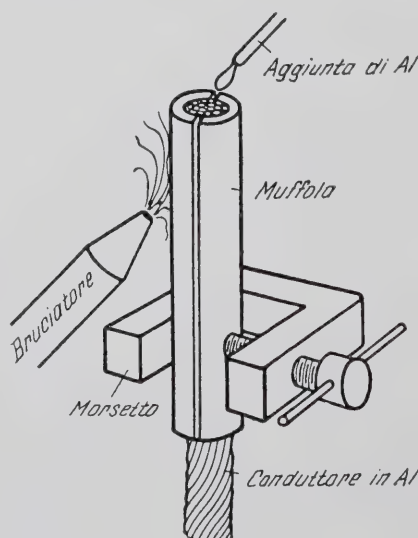


Fig. 16 - Apparecchiatura per arrotondare l'estremità di un cavo in alluminio.

Per le diramazioni si usa invece un solo mezzo conduttore per ogni fase, ed il neutro; nel caso della figura 20 solo i tre conduttori più piccoli.

Si ha perciò il vantaggio di dover diramare solo alcuni fili tondi sistemati in posizione esterna, i quali sono molto meno rigidi di conduttori doppiamente più grandi e spesso di forma settorale. La diramazione avviene più facilmente, e dato che in un cavo di distribuzione le diramazioni sono molto più frequenti delle giunzioni, non è trascurabile il vantaggio che deriva da questa disposizione.

Ciascun conduttore è costituito da un filo più grande formante l'anima, in alluminio ricotto, il quale ha migliori doti di flessibilità, e da più fili sottili in alluminio crudo, i quali ricoprono l'anima e la proteggono dalle abrasioni durante la lavorazione.

Con una tale formazione si può applicare più facilmente la saldatura dolce, in quanto la pulitura delle superfici è molto più semplice, essendo il conduttore costituito da un solo strato esterno di fili facilmente allontanabili per rendere accessibile l'anima compatta.

Quest'ultimo vantaggio è forse il più grande, perchè la saldatura dolce semplifica grandemente il problema dei collegamenti e delle diramazioni.

(5) Ein neues Aluminiumkabel für Starkstrom-Verteilungsnetze ETZ n° 5, febbraio 1937.

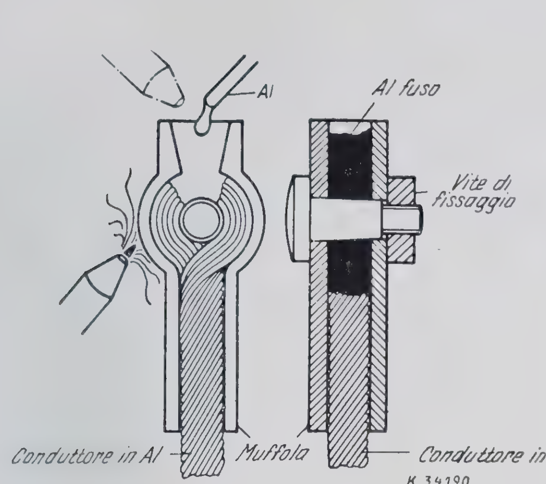


Fig. 17 - Fusione di un conduttore cordato a forma terminale per cavo.

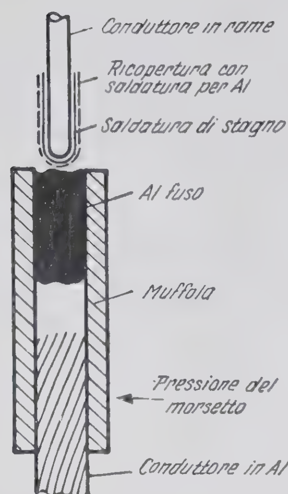


Fig. 18 - Congiunzione per fusione di un conduttore cordato in alluminio con un conduttore in rame.

Esaminando ora i diversi tipi di cavo di costruzione comune, sarà facile rilevare in quali l'alluminio ha più facile applicazione.

Una prima grande categoria è quella che comprende i cavi per trasmissione di energia con isolamento in carta impregnata.

Essi sono usati principalmente per le distribuzioni cittadine, e vengono costruiti sia per le basse che per le altissime tensioni.

Le sezioni più grandi possono senza difficoltà venire costruite in alluminio, mentre per le sezioni più piccole, alle quali si richiedono particolari doti di flessibilità, può essere preferibile usare l'aldrey o qualche altra lega consimile, per quanto in Germania attualmente nel 50% dei nuovi impianti di questo tipo si sia usato l' alluminio con ottimi risultati.

Le leghe potranno inoltre ave-

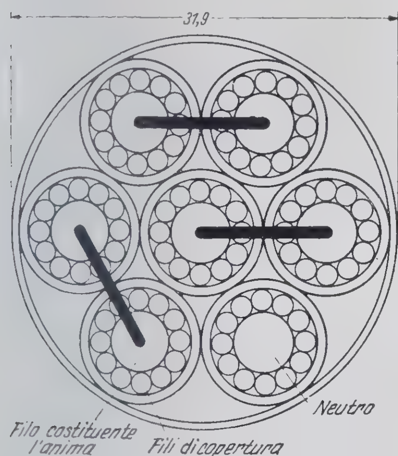


Fig. 19 - Cavo in alluminio da un kV con conduttori suddivisi, formazione $3 \times (47{,}5 + 47{,}5) + 1 \times 50$ mm².

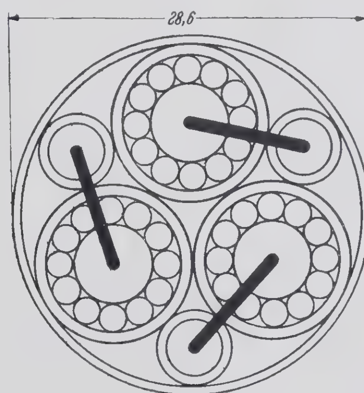


Fig. 20 - Cavo in alluminio da un kV con conduttori suddivisi, formazione $3 \times (79 + 16)$ mm².

In cavi di questo tipo per le basse e medie tensioni l'alluminio può avere grande applicazione. Si dovranno usare particolari riguardi per evitare le abrasioni e le scalfitture superficiali quando lo si vuole usare per le alte tensioni.

Abbiamo già accennato ai vantaggi della sostituzione dell'alluminio al rame nei cavi isolati in gomma. Questi sono generalmente impiegati negli stabilimenti industriali per il trasporto dell'energia per forza motrice o per illuminazione.

re una buona applicazione in quell'insieme di piccoli conduttori isolati o flessibili che vengono usati negli apparecchi elettrici per applicazioni domestiche, nei motorini per utensi, nelle lampade ecc.

Concludendo, si può dire che l'uso dell'alluminio nei cavi elettrici, dato lo stato attuale della tecnica, può e deve prendere un grande sviluppo per la sempre maggiore utilizzazione delle nostre materie prime e per la nostra indipendenza economica.

L'alluminio come materiale riflettente

Il fenomeno della riflessione di onde elettromagnetiche di frequenza notevolmente alta interessa specialmente tre gamme di radiazioni, le radiazioni ultra-violette, le radiazioni luminose e le radiazioni infrarosse. Il fenomeno è immediatamente accessibile al nostro sistema sensibile per le radiazioni luminose, e, meno, per le radiazioni infrarosse.

Le radiazioni interessanti l'occhio umano sono comprese tra lunghezze di onda da 0,38 a 0,76 micron (3.800-7.600 Ångstrom-), ma il nostro occhio non viene ugualmente impressionato da tutte queste lunghezze d'onda. Esso agisce come una specie di filtro di banda imperfetto, raggiungendo la massima sensibilità per la luce monocromatica giallo-verde (lunghezza d'onda 0,556 micron). Questa sensibilità decresce rapidamente sia provedendo verso l'estremo rosso che verso l'estremo violetto. (Fig. 1).

Al di fuori di questa ristretta gamma di onde elettromagnetiche vi è tutta una serie di onde le quali sia direttamente che indirettamente sono importantissime per il nostro corpo e per la sua terapia o benessere e per tutto un insieme di applicazioni tecniche.

Parlando di riflessione è bene definire il fattore di riflessione il quale esprime in percentuale il rapporto tra il flusso riflesso e il flusso incidente sulla superficie in esame.

Questo fattore viene ad essere intimamente connesso con il problema dell'illuminazione in quanto il buon rendimento e la buona utilizzazione di una sorgente luminosa dipendono in primo luogo da esso.

Premesse queste notizie generali, se si passano a considerare più particolarmente i materiali riflettenti, è bene ricordare che il loro potere riflettente varia con la lunghezza d'onda della radiazione incidente e che se questo presenta un massimo abbastanza accentuato per una determinata frequenza compresa nell'intervallo della sensibilità dell'occhio, la luce bianca incidente verrà riflessa con una colorazione più o meno forte, corrispondente alla luce monocromatica avente la lunghezza d'onda relativa al massimo.

Per uso come specchio il materiale deve riflettere la luce con la medesima composizione spettrale posseduta all'incidenza.

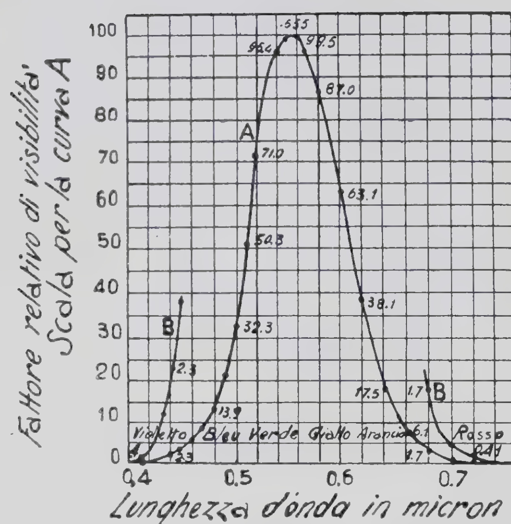


Fig. 1 - Curva di sensibilità dell'occhio umano.

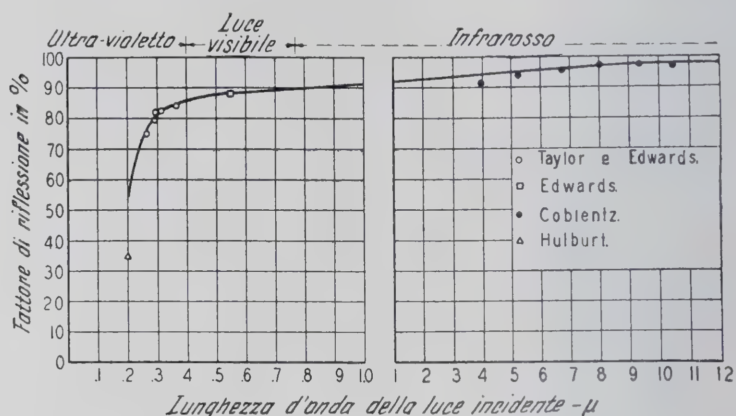


Fig. 2 - Fattore di riflessione dell'alluminio in funzione della lunghezza d'onda.

Questa proprietà si verifica con molta approssimazione nella zona visibile per i metalli speculari argento, alluminio e cromo.

Se si considera il diagramma n. 2 si potrà constatare che il potere riflettente dell'alluminio va crescendo passando dalle radiazioni violette alle radiazioni rosse. Per queste ultime il potere riflettente è circa del 15% superiore. Tale proprietà è caratteristica della maggior parte dei metalli e per gli specchi di alluminio non ha eccessiva importanza pratica non possedendo questo metallo un potere selettivo di riflessione per determinate zone di colori come si ha per esempio con l'ottone, il rame e l'oro.

Il diagramma della fig. 2 è stato descritto secondo le esperienze di diversi autori. Il valore medio per la luce visibile è di circa 87-88%.

Logicamente questo potere di riflessione è comprensivo della luce riflessa specularmente ossia con lo stesso angolo della luce incidente e della luce diffusa.

Con uno specchio ideale, qualora un raggio di luce venisse a colpire la superficie con un angolo ad esempio di 45°, esso dovrebbe venire riflesso in tutta la sua intensità con un angolo di 45°, mentre in tutte le altre direzioni il flusso luminoso dovrebbe essere uguale a zero. Poichè però le superfici anche lisciate accuratamente presentano leggere irregolarità, esse differiscono più o meno dallo specchio ideale ed esiste quindi una serie di casi fra la riflessione ideale e la diffusione completa della luce che si ha quando il flusso luminoso riflesso non presenta nessuna direzione di preferenza (Fig. 3).

Nelle applicazioni pratiche interessa conoscere la totalità della radiazione, dato che nella tecnica dell'illuminazione si usa sia la radiazione diretta che quella diffusa.

Posto in relazione con gli altri materiali, l'alluminio presenta delle ottime proprietà riflettenti della luce.

Si possono dare a questo riguardo i seguenti valori:

Materiale	Fattore di riflessione in %
Specchio argentato	100
Metallo argentato	96
Alluminio pulito	87
Alluminio trattato anodicamente	85
Metallo nichelato	72
Metallo cromato	72
Acciaio inossidabile	54

L'alluminio viene quindi ad occupare il terzo posto nella scala dei valori. Semplicemente pulito viene usato nei riflettori di tipo semplice ed economico per interno, ottenuti semplicemente per imbottitura da lamiera, come pure nei tipi di riflettori ricavati per fusione in forme. (Figg. 4-5-6-7).

Esso presenta un insieme di qualità che lo rendono preferibile al metallo argentato nei riflettori posti all'esterno: in atmosfera contenente gas sulfurei gli specchi argentati si bruniscono, mentre l'alluminio rimane invariato.

Per aumentare la permanenza delle proprietà riflettenti, la quale è di importanza tanto grande quanto queste ultime, si usa l'ossidazione anodica, la quale produce sulla superficie metallica uno strato di ossido duro, resistente alle abrasioni e trasparente. Inizialmente però i processi di ossidazione diminuivano il potere riflettente dal 10 al 20%. Si trovò che questo dipendeva dalla presenza di impurità in parte di carattere metallico ed in parte di carattere non metallico sulla superficie dell'alluminio.

Non tutte le impurità agivano però in maniera nociva e con opportuna selezione di speciali composizioni di metallo si riuscirono ad ottenere migliori risultati dello strato protettivo di ossido.

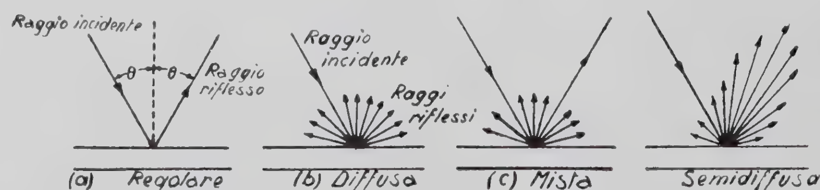


Fig. 3 - Tipi di riflessione.

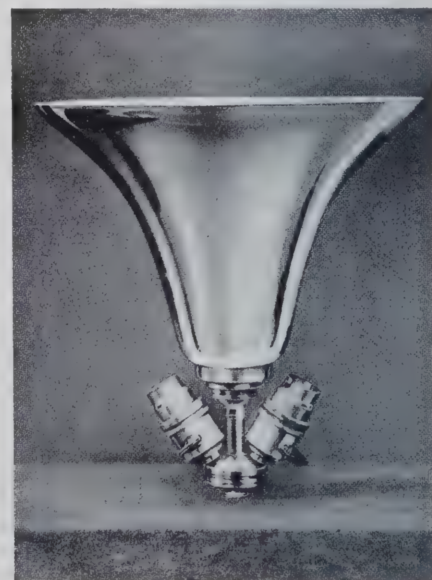


Fig. 4 - Riflettore in alluminio.



Fig. 5 - Proiettore formato da una carcassa fusa in lega di alluminio e da uno specchio in alluminio puro.

Risultò inoltre che l'aspetto delle superfici rimaneva imperfetto dopo l'ossidazione a causa di impurità non metalliche pigiate sulla superficie sia durante la laminazione che durante le operazioni di ripulitura e di finitura. Tali impurità potevano venire rimosse con molta difficoltà.

I laboratori dell'« Aluminium Research » per primi trovarono un sistema di pulitura elettrolitica mediante la quale una superficie di alluminio pulita a fondo aumentava il proprio potere riflettente ed in un secondo tempo poteva venire ricoperta e protetta da uno strato di ossido. Ad esempio una superficie avente il potere riflettente del 75% viene portata con questo sistema di pulitura a circa l'87%. Il procedimento di ossidazione anodica diminuisce il potere riflettente del 2-4%, ma lo mantiene comunque intorno all'84-85%.

Si possono così ottenere con i procedimenti messi a punto in seguito anche da altre Ditte delle superfici le quali, oltre a possedere un ottimo potere riflettente, sono resistenti alle corrosioni atmosferiche e al calore, e possono venire facilmente pulite dallo sporco che eventualmente vi si depositi sopra senza il rischio di rovinarle. (Fig. 8).

Ultimamente inoltre, con la produzione di alluminio ad elevata purezza, (99,99%) si è venuto ad ottenere un materiale di grandissima resistenza chimica. Dato però il suo elevato prezzo, esso non viene usato in lastre omogenee, ma sotto forma di placcati su alluminio a purezza normale (99,5%) o su leghe di alluminio possedenti particolari proprietà meccaniche. Con l'alluminio purissimo l'ossidazione a scopo riflettente viene ottenuta con facilità e presenta inoltre la stessa resistenza alle abrasioni delle altre superfici ossidate. (Figg. 9-10-11).

Si tende attualmente nell'illuminazione ad evitare l'abbagliamento e ad usare luce diffusa. Trattando opportunamente la superficie dell'alluminio prima dell'ossidazione, la si può rendere satinata ed ottenere questo tipo di riflessione.

Si è considerato fino ad ora l'alluminio soltanto dal punto di vista delle qualità ottiche e della loro permanenza, punto di vista importantissimo ma non unico per l'uso in questione.

Il costruttore di apparecchi di illuminazione si preoccupa inoltre di avere un materiale il quale possa facilmente venire « formato » nei diversi profili e che possa dare superfici variamente lavorate.

L'alluminio si presenta anche da questo punto di vista molto vantaggioso. Anche i placcati in alluminio purissimo possono venire imbottiti e questo è di grande importanza per la produzione su larga scala dei riflettori.

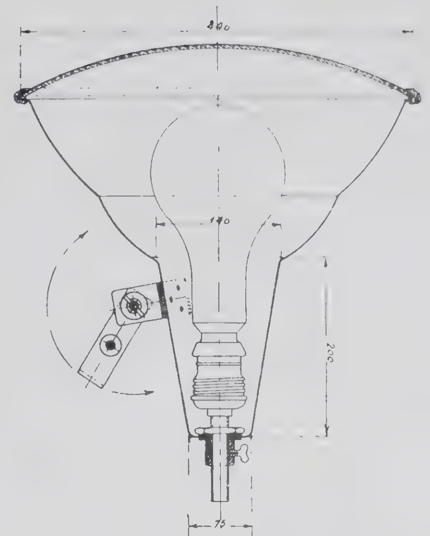


Fig. 6 - Proiettore Philips in alluminio.

Benchè l'applicazione come riflettore di raggi luminosi sia la più forte e la più appariscente, non meno importante e quella di riflettore di raggi ultra-violetti, specialmente per le applicazioni che si hanno attualmente nel campo biologico e medico di tali radiazioni.

Le sorgenti di radiazione ultravioletta sono contemporaneamente delle buone sorgenti di luce e la tecnica ha cercato di utilizzare insieme queste due qualità. Necessitava però usare un particolare materiale il quale avesse un buon potere riflettente per tutta un'estesa gamma di onde,

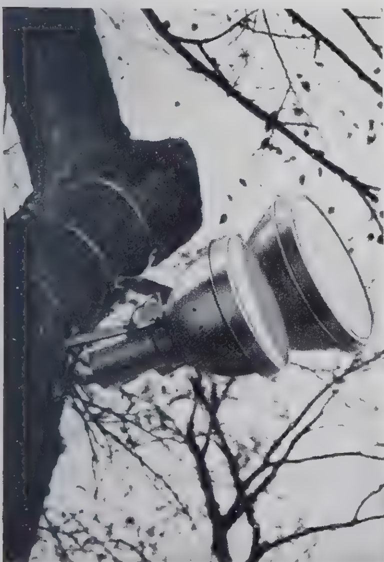






Fig. 7 - Proiettori in alluminio usati all'Esposizione Universale di Parigi.

in quanto i normali materiali usati per la riflessione della luce assorbivano una grande parte delle radiazioni biologiche ultra-violette.

Materiali che soddisfino a queste condizioni ve ne sono pochi e tra questi l'alluminio ed il cromo sono i migliori.

Ricordiamo a questo riguardo i coefficienti di riflessione diffusa misurati da A. H. Taylor per la lunghezza d'onda di 0.2967 micron. Tale lunghezza d'onda è stata scelta essendo la più efficace per la produzione dell'eritema benefico per la cura e la prevenzione del rachitismo.

Materiale	Fattore di riflessione in %
Alluminio ossidato	82
Rame o superficie cromata	58
Oro in fogli (commerciale)	32
Vernice di alluminio all'acetato di amile	65

Materiale	Fattore di riflessione in %
Vernici di ossido di alluminio al silicato di sodio	60
Vernice Sherwin Williams bianca	42
Vernice Devoe Kalsomine bianca	35
Carta fotografica lucida	30
Vernice di biacca di piombo secca	27

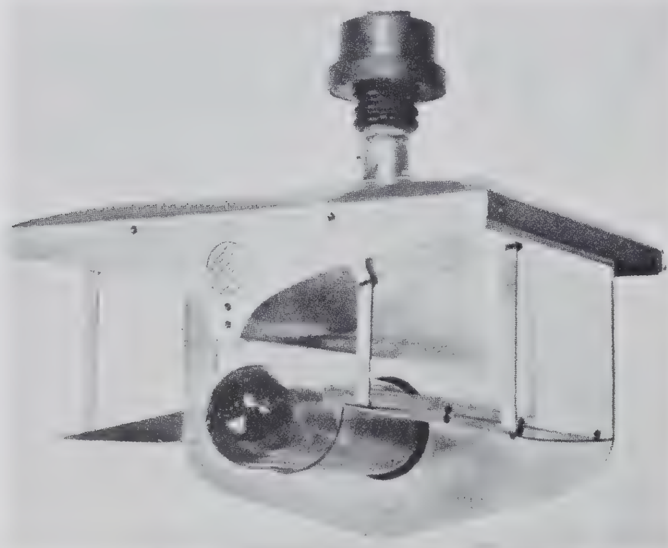


Fig. 8 - Lampada al sodio con riflettore in alluminio ossidato.

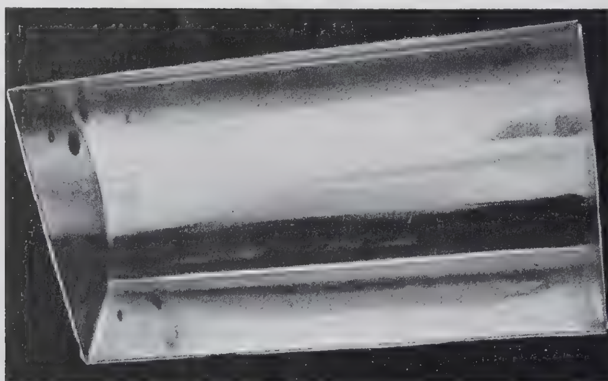


Fig. 9 - Riflettore in placcato Alluminio purissimo - Pantal ossidato.

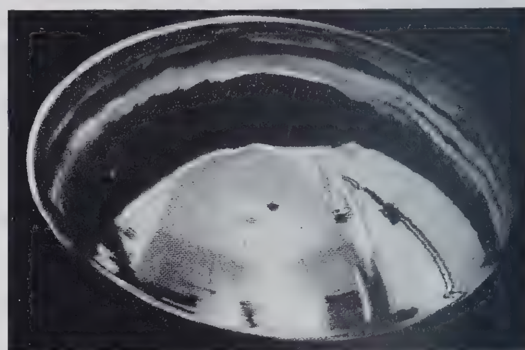


Fig. 10 - Coppe in placcato Alluminio purissimo - Pantal lucidato.

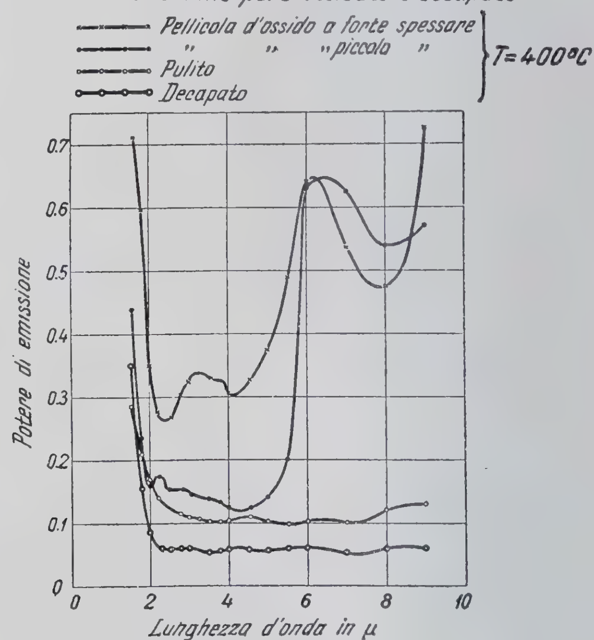


Fig. 12 - Potere di emissione spettrale dell'alluminio ossidato e decapato.

Anche l'alluminio usato per la riflessione di radiazioni ultra-violette è ossidato con particolari procedimenti.

La proprietà di avere un ottimo potere riflettente, notevolmente superiore a quello di altri metalli e vernici speculari per le radiazioni comprese tra lunghezze d'onda da 0,28 a 0,31 micron, verrà anche meglio valutata nel suo valore ricordando la particolare attività benefica alla salute dell'uomo che hanno queste radiazioni. Oltre alla capacità già ricordata di produrre l'eritema benefico, esse hanno un potere salutare simile a quello della vitamina D, guariscono le affezioni ghiandolari ed hanno un valore tonico contro l'anemia e le forme leggere di tubercolosi.

L'alluminio ossidato trova così ottima applicazione nei riflettori delle lampade così dette a luce solare, le quali estendono le radiazioni anche oltre il limite delle onde corte dello spettro solare.

Rimane da considerare il comportamento dell' alluminio rispetto alle radiazioni calorifiche infrarosse di lunghezza d'onda da 1 a 9 micron.

Nel campo di questa lunghezza d'onda l'alluminio anche senza una lucidatura complicata ha un fortissimo potere riflettente e corrispon-

dentemente un potere di emissione minimo e molto simile a quello dell'argento. Pertanto è giustificato l'impiego ormai comune di lastre di alluminio o di vernice a base di questo metallo nei recipienti esposti al sole nei quali occorra evitare un'innalzamento di temperatura per impedire decomposizioni o evaporazioni.

L'ossidazione anodica viene in questo caso ad aumentare all'incirca da 0,1 a 0,6 il potere di emissione dell'alluminio per onde da 6 a 9 micron, diminuendo corrispondentemente il potere di riflessione.

Anche questa proprietà può eventualmente venire sfruttata in quei casi ove occorra facilitare la dissipazione del calore.

La fig. 12 dà i valori del potere di emissione per le diverse lunghezze d'onda per superfici di alluminio variamente trattate.

Per l'isolamento termico vengono usate oltre le lastre semplici di alluminio lucidato, anche delle lastre che si potrebbero chiamare di compensato. Esse sono formate da due fogli di alluminio di piccolo spessore separate da carta o feltro d'amianto.

Dalla combinazione delle proprietà riflettenti del metallo e della bassa conducibilità calorifica dell'aria unita all'impedimento offerto dall'amianto al formarsi di correnti convettive, si ottiene un mezzo economico e soddisfacente per ottenere un ottimo isolamento.

Pannelli di questo tipo sono stati impiegati con risultati veramente soddisfacenti nel bastimento « Franconia » della Cunard-White Star e nella « Queen-Mary ».

Anche l'architettura è interessata in applicazioni di questo tipo, specialmente per la costruzione di casette leggere in climi particolarmente freddi o caldi nelle quali si voglia mantenere una temperatura interna confortevole.

Con fogli d'alluminio si sono coperte ultimamente le maschere d'amianto per operai di fonderia o simili.

La riflessione del calore della superficie d'alluminio permette all'operaio di avvicinare intense sorgenti calorifiche eliminando quasi totalmente il disagio fisico di una tale operazione.

L'alluminio nei trasporti

L'« Aluminium Français » ha pubblicato un breve studio intitolato « Les véhicules industriels allégés » nel quale, dopo un'attenta disanima delle spese d'esercizio cui va incontro il proprietario d'un autoveicolo industriale, sono messi in evidenza i vantaggi economici che presenta la carrozzeria costruita in lega leggera rispetto a quella di comune costruzione.

Riportiamo, a puro titolo di curiosità, le spese annuali di manutenzione in Francia e in franchi di un autoveicolo industriale (10 t di carico totale). Con tali premesse il prezzo tonnellata-kilometro risulta compreso tra 0,808 e 0,676 franchi per le costruzioni ordinarie e tra 0,674 e 0,579 franchi per le costruzioni in lega leggera, a seconda della minore o maggiore quantità di km percorsi a pieno carico.

	Costruzione ordinaria	Costruzione in lega leggera
Ammortizzamento, dello chassis e della carrozzeria	37.450	42.400
Imposte e assicurazioni	13.000	13.000
Salari - Spese generali mano d'opera	79.200	79.200
Carburante e lubrificante	65.000	62.000
Consumo pneumatici	34.300	30.550
Manutenzione veicolo	28.000	28.000
Totale annuo Fr.	256.950	255.150

Nel seguente grafico sono riassunti i risultati di questo studio.

Sulla scala orizzontale inferiore leggere il chilometraggio annuale del veicolo. La verticale passante per tale chilometraggio incontrerà:

1°) la curva corrispondente al tipo di carrozzeria (cisterna, furgone, piattaforma ribaltabile). All'altezza di questo punto la scala di sinistra dà la durata in mesi dell'ammortizzamento della carrozzeria in lega leggera.

2°) la curva corrispondente al tipo di carrozzeria e al carico totale dello chassis (2 T, 10 T, 20 T). All'altezza di questo punto la scala di destra dà l'economia annuale (dopo ammortizzamento) che le carrozzerie in lega leggera permettono di realizzare.

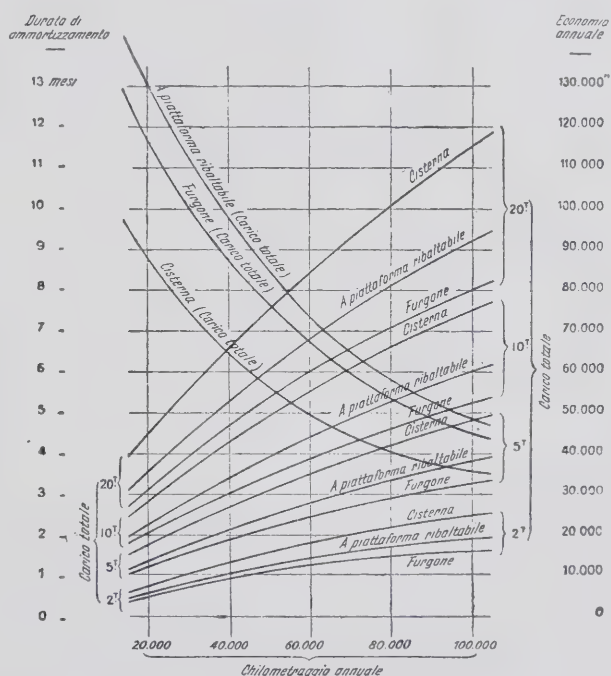


Grafico rappresentante la durata dell'ammortizzamento della carrozzeria in lega leggera e l'economia annuale dopo ammortizzamento in funzione del chilometraggio annuale, del carico totale dello « châssis » e del tipo della carrozzeria.



Il numeroso pubblico che ha visitata la Fiera di Milano avrà potuto costatare il crescente sviluppo che l'industria dell' Alluminio ha raggiunto in questo anno. Ciò che balza all'occhio del visitatore non è tanto lo sviluppo tecnico quanto la grande varietà di applicazioni dell'alluminio e delle sue leghe presso tutti i rami dell'industria Italiana.

L' industria dei trasporti, per le peculiari qualità richieste ai materiali ch' essa adopera, mostra una simpatia sempre crescente verso l'impiego delle leghe leggere. Malgrado che l'allontanamento del Salone dell'Automobile non abbia permesso al visitatore della Fiera di Milano di osservare uno dei campi di larga applicazione delle leghe d' alluminio, pur tuttavia, specialmente per quel che riguarda i trasporti pubblici, si è potuto constatare un grande uso di alluminio per rifiniture, telai di finestrini, arredamenti interni, ecc. La *Fiat* ha esposto alcuni pezzi in lega leggera di un motore d'aviazione di 1200 HP. Pale d'elica, anche in lega leggera, sono state esposte dalla *Ansaldo*. La *Nüral* ha presentato una grande varietà di pezzi fusi, basamenti di motori, pistoni al silicio, testate, ecc. Di particolare interesse erano alcuni getti sotto-pressione, molto ben riusciti, tra cui lo « chassis » di una macchina fotografica.

Nel salone della motonautica i motori fuoribordo hanno richiamato l'attenzione del pubblico per la loro leggerezza.

La casa «Laros» ha presentato dei motori dal peso di 15 kg. e della potenza di 3-4 HP. In questi motori, come pure in quelli americani « Elto », la scatola del mozzo, il cavalletto supporto, la testata e altri pezzi sono in lega d' alluminio resistente alla corrosione marina.

Nel padiglione appositamente allestito dalla Montecatini, per l'esposizione dell'alluminio e delle sue leghe, grandissimo è stato l'interesse sollevato nel pubblico da alcune dimostrazioni pratiche delle caratteristiche meccaniche presentate da un provino di Avional del diametro di 16 mm., sollecitato alla trazione da un carico di 2500 kg, e da un profilato a doppio « T », alto 110 mm. e della sezione di 1213 mm^2, sollecitato a flessione da un ugual carico su di una luce di 1400 mm.

Molto ammirati sono stati alcuni interessanti particolari costruttivi presentati da elementi di costruzioni aeronautiche.

Un modello di una vettura tramviaria della A.T.M., costruita interamente in lega leggera, già in servizio sulla rete di Milano, della quale la nostra Rivista si è a suo tempo largamente interessata (vedi vol. V; 1936 - pag. 86), unitamente ad un modello di treno ultrarapido in servizio sulla New York-Los Angeles, hanno voluto significare il carattere di insostituibilità assunto in questo campo dalle leghe leggere.

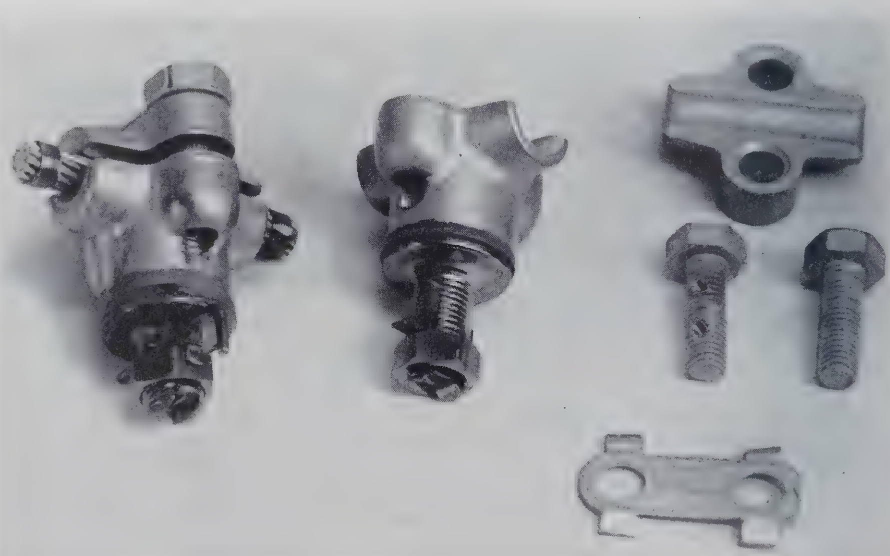
Un esemplare dei serramenti, fabbricati dalla «L.L.L.» di Porto Marghera per il nuovo Fabbricato-Uffici della Montecatini, ha suscitato molto interesse, essendo questa applicazione nuova per l'Italia.

Alcuni riuscitissimi getti in bronzo di alluminio Xantal hanno mostrato le grandi possibilità che presenta questo materiale, sia nel campo meccanico che in quello artistico.

L'ossidazione anodica, con le indovinate tonalità delle tinte che può conferire alle leghe leggere, e con i vantaggi di inalterabilità che ne derivano, è stata messa in opportuna evidenza.

Infine si è imposta all'ammirazione di ogni ceto di visitatori la grande statua equestre in Anticorodal rappresentante il «Genio del Fascismo», dovuta allo scultore Giorgio Gori, che rappresenta, per la sua mole, un vero primato tecnico.

Le disposizioni legislative in favore dell'impiego dell'alluminio e delle



sue leghe nei conduttori elettrici, hanno reso ancora più di attualità quanto riguarda tale applicazioni, ed hanno aumentato l'interesse o la curiosità di quei settori di tecnici che non si occupavano direttamente di linee elettriche: il tecnico specializzato in queste, conosce ed apprezza da lunghi anni il conduttore in alluminio, in lega e bimetallico, e di ciò ne possono fare fede gli 800.000 km. di condutture costruite con questo metallo in tutto il mondo.

Può essere interessante osservare quanto espongono i produttori di conduttore e di morsetteria.

Il padiglione Montecatini ospitava anche quest'anno una sezione dedicata all'alluminio per uso elettrico. Una campata di una immaginaria linea elettrica che si perdeva in un fotomontaggio, era stata montata con conduttore in alluminio-acciaio e permetteva una visione della morsetteria e dei particolari dell'ormeggio. Si potevano inoltre osservare degli spezzoni di corde in alluminio puro, alluminio-acciaio, aldrey, ed uno spezzone del nuovo conduttore antivibrante, il quale rappresenta l'ultima creazione tecnica per la protezione delle linee contro il pericolo delle vibrazioni. Tale conduttore pure avendo un costo leggermente superiore agli altri tipi normali, permette di sfruttare meglio le caratteristiche meccaniche del bimetallico alluminio-acciaio con conseguente possibilità di aumento delle campate e risparmio di morsetterie. Questo, unito all'eliminazione dei dispositivi ammortizzatori (Stockbridge, smorzatori a peso molleggiato ecc.) o rinforzatori (armor-rods) permette di avere un costo totale della linea uguale od inferiore a quello normale con-



seguendo contemporaneamente una maggiore sicurezza di esercizio.

Ugualmente interessante era la morsetteria esposta, tra la quale merita particolare menzione quella per le linee a bassa tensione, della Soc. An. Elettrocondutture di Milano.



Negli ultimi anni l'impiego dell'alluminio si è esteso dalle linee ad altissima, alta e media tensione, a quelle di distribuzione a bassa tensione. A questo riguardo basta ricordare che circa il 50% dei nuovi impianti di distribuzione sono costruiti in Germania in alluminio e che ciò sta sviluppandosi anche in Italia.

La necessità di collegare i nuovi impianti con quelli esistenti in rame e l'uso ancora diffuso del rame per per le più piccole sezioni, hanno fatto ideare delle particolari morsetterie che eliminano nei punti di giunzione il pericolo delle note corrosioni che si creano per il contatto dell'alluminio con il rame in presenza di umidità.

Altri tipi di morsetteria molto interessanti erano esposti dalla Ditta Bagnagatti di Milano nel padiglione dell'elettricità.

Con semplicità ed efficacia di mezzi reclamistici la Ditta Pirelli aveva esposto nel suo padiglione corde in alluminio-acciaio e cavi isolati in alluminio. Specialmente interessanti erano questi ultimi e l'efficace dimostrazione dei procedimenti usati nelle derivazioni e giunzioni per fusione, dimostrazione che faceva comprendere al pubblico le diverse fasi dell'operazione. Erano esposte anche giunzioni a molla di pressione tra cavi in alluminio e cavi in rame.

Ricordiamo inoltre i cavi isolati in alluminio della S. A. Tedeschi di Torino esposti nel padiglione dell'Elettricità, mentre sarebbe lungo nominare tutte le Ditte che in questo padiglione e in quello della radio applicavano alluminio nelle varie apparecchiature, nei condensatori fissi e variabili, negli schermi, nella guaina schermata di cavetti flessibili applicati nella tecnica dell'alte frequenze ecc.

L'industria americana dell'alluminio nel 1937 secondo le rilevazioni del Bureau of Mines

Nel 1937 fu prodotto negli Stati Uniti un tonnellaggio di alluminio originale maggiore che nell'anno precedente.

La produzione globale di alluminio ammontò nel 1937 a kg 132 milioni 740.000, valutati 1.220.000.000 di lire, di fronte a 102.005.300 kg valutati 832.000.000 lire del 1936. La produzione nel 1937 fu maggiore del 30% rispetto al 1936 e superò il precedente massimo ottenuto nel 1930 del 28%.

Il principale centro di produzione fu quello di Massena, N. Y., dove si produsse circa il 37% del metallo prodotto negli Stati Uniti. Le officine di Alcoa, nel Tennessee, concorsero per il 31% alla produzione e gli impianti di Badin, nel Nord Carolina, e di Niagara Falls, contribuirono per il rimanente 32%.

Il commercio estero dell'Alluminio non lavorato presentò un vivo incremento sia nell'importazione che nell'esportazione. L'importazione di lingotti, rottami e leghe aumentò da 11.409.398 kg nel 1936 a 20.272.207 kg nel 1937, e l'esportazione aumentò da 432.433 a 2.140.082 kg. L'importazione di lamiere, tubi, utensili e altri prodotti manufatti aumentò in valore da 22.160.000 lire nel 1936 a lire 28.140.000 nel 1937; l'esportazione aumentò da lire 29.600.000 a lire 39.500.000. Il commercio estero in manufatti d'alluminio è relativamente piccolo a paragone con la grande produzione e consumo nazionali. I dati sull'importazione e esportazione sono ottenuti dal « Bureau of Foreign and Domestic Commerce ».

L'Aluminum Company of America stanziò 520.000.000 lire per il programma di espansione nel 1937, una gran parte del quale sarà completato nel 1938. Questo comprenderà un nuovo impianto per l'allumina a Mobile, Alabama, una nuova officina di estrusione a Lafayette, Indiana, un nuovo impianto di forge e fonderia a Los Angeles, California, e lo sviluppo della grande officina di laminazione d'Alluminio a Edgewater, nel New Jersey.

Quantunque si osservasse un sensibile rallentamento negli affari durante gli ultimi mesi del 1937, una maggior quantità di alluminio fu comperata negli Stati Uniti durante quest'anno che prima. Ciò fu dovuto non soltanto alla ingente richiesta industriale più pressante in questo anno, ma a nuovi usi e alla generale risonanza delle pratiche applicazioni dell'alluminio. Il servizio reso dall'alluminio impiegato nella diga di Gallipoli, sul fiume Ohio, due anni fa, si ripetè nelle applicazioni di simili parti per la diga di Emsworth, a nord-ovest di Pittsburgh. Tale frontone di alluminio pesa soltanto 15 tonnellate mentre un frontone di acciaio, di 2/3 di spessore, peserebbe 28 tonn.

Su alcune costruzioni a Pittsburgh sono installati frontali mobili di alluminio, alti 12 piedi, (m. 3,66), per servire come protezione contro le inondazioni fangose.

Il consumo di cavi di alluminio nel 1937 fu il più grande nella storia dell'industria. Alle 430.000 miglia o più di cavo d'alluminio, rinforzato con acciaio, già in uso negli Stati Uniti e Canadà, si aggiungono 237 miglia di linea di trasmissione dalla diga Boulder al Colorado-River-Aqueduct e più che 100.000 miglia di linee di distribuzione rurale. Un cavo di allu-

minio sarà adoperato per una linea di 230.000 volts da Boulder Dam a Los Angeles, ancora in costruzione.

L'industria dei trasporti, che consuma il 33% dell'alluminio nazionale, trovò nuovi usi per il metallo leggero. La disposizione della « Interstate Commerce Commission», che sanziona la costruzione di carri cisterna in alluminio per il trasporto della benzina per aviazione, apre un nuovo campo fin' ora inaccessibile. Probabilmente sarà possibile trasportare altri prodotti chimici molto volatili in simili cisterne. Vetture ferroviarie in alluminio per passeggeri, carrozze ristorante e kitchen-dormitory cars, sono in funzionamento.

Cinquanta trams tutti in alluminio sono in costruzione. L'alluminio, metallo molto importante per l'aeronautica, è ancora per espandere le sue possibilità nel campo aeronautico. Lo alluminio prende larga parte nella costruzione del grandioso Boeing DC-4 e di costruzioni veloci, del veloce Martin da 46 posti costruito per la Russia e dell'apparecchio da guerra, Airacuda. Nel campo nautico, un nuovo albero di alluminio fu costruito per il panfilo « Ranger » partecipante all' « America's Cup » e alberi a cannocchiale sono usati sui battelli da ghiaccio. 22 battelli di salvataggio in alluminio, con 99 posti a sedere, sono costruiti in Inghilterra per la Nieuw Amsterdam, capo flottiglia della Holland-America Line. Per i tre ferry-boats facenti servizio tra New York e Staten Island si impiegarono 55.000 libbre di alluminio per la costruzione dei ponti coperti e per i ponti di comando.

Per la sua alta resistenza alla corrosione e leggerezza, l' alluminio è adoperato per la costruzione di griglie e altri accessori per impianti di utilizzazione di immondizie. Più che 2800 manici di alluminio per diffusori sono fabbricati per uno degli impianti di raccolta delle immondizie di Cleveland. Un impianto chimico ha installato 4 serbatoi d'alluminio, della capacità di 80.000 galloni ciascuno.

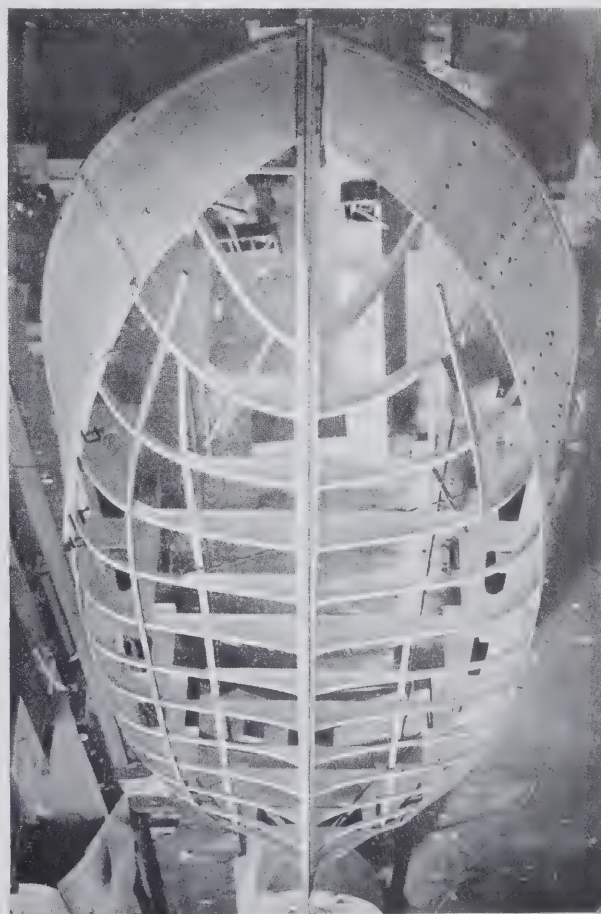
Per il suo alto potere riflettente, l'alluminio è stato anche adoperato nella costruzione di tabelle indicatrici per autostrada e di fari Alzak per automobili

Applicazioni dell'alluminio alla tecnica navale - Scialuppe di salvataggio in lega leggera

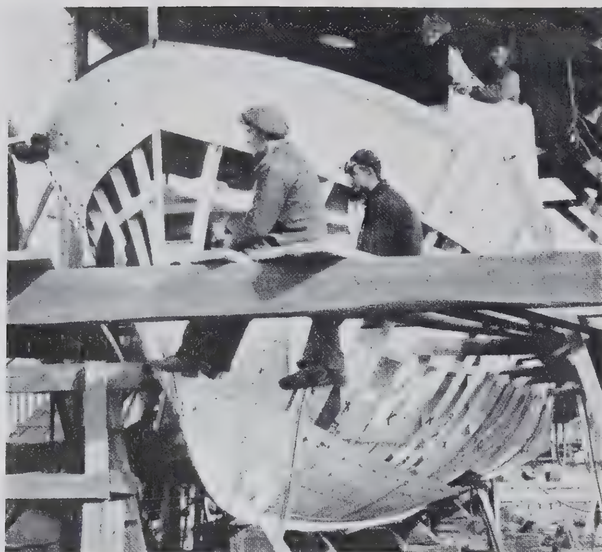
Presso i Cantieri Riuniti dell' Adriatico sono in costruzione delle scialuppe di salvataggio in lega leggera per il transatlantico svedese « Stockholm ». Detta costruzione segue quella delle lancie di salvataggio tipo « Fleming », che sono state costruite in Inghilterra per il transatlantico « Nieuw Amsterdam » di 33.000 tonn; per queste lancie è stata adoperata la lega leggera « Birmabright ». Come si vede dalle fotografie, il procedimento costruttivo è di estrema semplicità e leggerezza. Il loro peso è di 1500 kg inferiore a



Scialuppa di salvataggio in « Birmabright ».



Scialuppa di salvataggio del transatlantico « Nieuw Amsterdam » in costruzione.





Scialuppa del « Nieuw Amsterdam » dopo il varo.

Montaggio di un motoscafo in lega leggera.

quello delle scialuppe del solito tipo. Se si tien conto che sul transatlantico « Nieuw Amsterdam » vi saranno 22 di queste lancie di salvataggio, si vede come il guadagno di peso immediato è di 33 tonn, senza contare l'alleggerimento che ne deriva alle soprastrutture di tutta la nave, che risultano meno sollecitate. A questi vantaggi bisogna aggiungere quello di una maggior facilità di manovra e di un accresciuto numero di posti disponibili per scialuppa, a parità di ingombro sul ponte della nave, e di spostamento d'acqua della lancia di salvataggio. I posti disponibili per ogni scialuppa sono 99.

Un altro vantaggio non trascurabile è costituito dall'economia di manutenzione che presentano questi battelli in alluminio, a confronto con quelli di costruzione solita, che devono essere ridipinti annualmente.

La lega « Birmabright », che è stata adoperata nella costruzione delle lancie del « Nieuw Amsterdam », è largamente usata in Inghilterra nelle costruzioni navali, sia per getti, che sotto forma di profilati e laminati.

Con questa nuova applicazione, l'alluminio, che fin'ora rappresentava nel campo delle costruzioni navali un materiale da arredamento interno e da rifinitura, viene ad essere adoperato nella costruzione di elementi essenziali, quali il fasciame e le strutture principali.

Nella costruzione di imbarcazioni da diporto, specialmente scafi da corsa e per usi speciali, si erano già fatte applicazioni del genere, giustificate dal guadagno di peso e dalla breve vita, cui era destinata l'imbarcazione. I progressi compiuti in questi ultimi anni nella tecnologia dell'alluminio e l'elaborazione di leghe rispondenti sempre più ai requisiti richiesti dai costruttori navali, hanno reso possibile la realizzazione di queste lancie di salvataggio, che richiameranno l'attenzione e l'interesse dei tecnici navali sulle sempre crescenti possibilità di applicazione delle leghe leggere, che rappresentano per molti problemi costruttivi la miglior risoluzione tecnica e economica.

Chiglia in lega Birmabright.



NOTIZIARIO ECONOMICO

Nuovi usi dell'alluminio

Dalla relazione annuale della « British Aluminium » ricaviamo queste note, che riteniamo interessino la nostra Rivista.

Il sostanziale incremento dell'industria dell'alluminio durante lo scorso anno fu dovuto al costante progresso di tutte le normali applicazioni del metallo leggero. Nella costruzione di veicoli per passeggeri e per merci l'impiego dell'alluminio è di grande importanza. Infatti non soltanto rende agevole ai costruttori il rispettare, nella maniera più semplice possibile, le limitazioni in peso decretate, ma presenta anche i benefici di un più basso costo e, in alcuni casi, di minori tasse.

Nella industria aeronautica il moderno monoplano tipo « cantilever », richiede leghe di alluminio ad alta resistenza; ogni nuovo sviluppo tendente alla combinazione di solidità con velocità incrementa la richiesta di queste leghe.

Gli utensili da cucina in alluminio continuano a godere il favore del pubblico, mentre gli sviluppi dei metodi di elettro-placcatura hanno esteso l'uso degli utensili d'alluminio: teiere cromate, vassoi e filtri sono stati fabbricati in alluminio.

La costruzione di ghiacciaie per abitazione è un'industria in sviluppo, che impiega grandi quantità di alluminio. Gli impianti e le macchine per lavare costituiscono una considerevole applicazione delle leghe leggere.

Buoni progressi sono stati fatti nel campo architettonico, dove l'alluminio è scelto a cagione del suo aspetto estetico. Gli architetti hanno anche riconosciuto che il poco peso e la grande resistenza presentata da alcune leghe è di particolare importanza. Una delle ultime applicazioni è quella delle barre d'intelaiatura per tetti. Un gran numero di costruzioni sono state fornite di tali barre; per il tetto di un solo edificio di Liverpool sono state impiegate più di due miglia di barre. Il principale vantaggio di questa applicazione dell' alluminio è che il peso del tetto è sostanzialmente ridotto; vi sono inoltre altri vantaggi, quali la facilità di montaggio e la resistenza alla corrosione.

Un altro sbocco è dato da un nuovo procedimento, per il quale si possono costruire pannelli, con un'infinita varietà di disegni impressi sulla superfice. Questo prodotto, apparso solo recentemente, ha sollevato un considerevole interessamento.

In un altra delle importanti applicazioni dell'alluminio — la costruzione di scatole, capsule e tubi per l'impacchettamento dei prodotti di distribuzione minuta — vi è un crescente apprezzamento per il processo di estrusione. Questo metodo è specialmente applicabile all'alluminio per la sua duttilità; la speditezza e il suo buon mercato bilanciano largamente il più alto costo dell'alluminio, comparato con quello di altri metalli adoperati per lo stesso scopo.

SVILUPPO DELL'ALLUMINIO IN FOGLI.

Nel riferirmi all'impacchettamento devo anche fare uno speciale riferimento all'uso di fogli di alluminio. Il consumo di questo prodotto va assumendo notevoli proporzioni, e, malgrado che il metallo sia così sottile che ne basterebbe un quintale per ricoprire tutta la cupola della cattedrale di San Paolo, pur tuttavia il metallo per la preparazione di fogli è calcolato in migliaia di tonn. I costruttori dei fogli dimostrano molta originalità nella produzione di una grande varietà di disegni artisticamente colorati.

Di questo nuovo sviluppo si può dare un' incoraggiante relazione. La lega da « free-cutting » ha incontrato il favore dei tecnici, poichè gli eccellenti risultati ottenuti nelle prove di laboratorio sono stati riscontrati nelle applicazioni pratiche.

Il processo Brystal per la fabbricazione di riflettori si è andato affermando molto soddisfacentemente e ha permesso di adottare l'alluminio in campi interamente nuovi; per esempio alcuni tipi di specchi ottici sono stati costruiti in un alluminio di nuovo titolo. Questo metallo ha una purezza maggiore di 99,99 per cento, ed è molto al disopra di ogni altro antecedentemente prodotto in Inghilterra.

Questo « super purity metal », come è chiamato, è specialmente adatto per la produzione di specchi, mediante il processo Brystal. Inoltre presenta altre interessanti caratteristiche, quali le sue proprietà elettriche e la sua grande resistenza all'attacco di alcune soluzioni chimiche. L'importanza dell'industria dell'acciaio come sbocco per l'alluminio è andata crescendo. Infine, a coronamento d'un programma di ricerche che è stato svolto nei laboratori della « British Cast Iron Research Association », è stata trovata una nuova lega di alluminio e ferro, con buone qualità di resistenza a caldo.

L'importanza dei rivestimenti di metallo spruzzato, per protezione delle costruzioni in acciaio, è stata ampiamente riconosciuta: l' alluminio dimostra di essere particolarmente adatto per questo uso.

Benchè la quantità in peso di alluminio richiesta per ricoprire una « yard » quadrata di acciaio è piccola, pur tuttavia la quantità occorrente per ricoprire strutture di acciaio assorbirebbe grandi quantità di metallo.

Aspetti economici e finanziari dell'industria dell'alluminio

Sotto il titolo *Il controllo di mercato nell' industria dell' alluminio* (Market Control in the Aluminium Industry - Harvard University Press - Cambridge (Mass) 1937) il prof. D. H. Wallace pubblica uno studio sulla situazione dei produttori sul mercato mondiale dell'alluminio.

Quest'opera (di circa 600 pagine), probabilmente la *rassegna più completa ed aggiornata* esistente in argomento, raccoglie i seguenti capitoli: Breve storia dell'industria dell'alluminio - sua attuale costituzione - Relazioni di concorrenza, monopolio, accordi e cartelli - Svantaggi e vantaggi del monopolio e della libera concorrenza - Investimenti, produ-

zione e profitti nelle società - Controlli governativi - Situazione nell'industria dei prodotti finiti dell' alluminio - Appendici varie.

Profilo della nascente industria olandese dell'alluminio

L'industria dell'alluminio olandese avrà le seguenti caratteristiche; trattamento della bauxite delle Indie Olandesi *in loco* e trasformazione in allumina; trasporto dell'allumina in Olanda e trasformazione di questa in alluminio in uno stabilimento della provincia di Limburgo; produzione di semilavorati nei laminatoi di Amsterdam.

Finora si è giunti sicuramente alla prima fase del ciclo di produzione.

Il centro più importante della produzione di bauxite è a Surinam, nelle Indie Olandesi occidentali. Proprietaria della concessione è la *Surinaamsche Bauxiet Mij.* apparentemente olandese, ma in realtà dipendente da interessi americani.

Pertanto la bauxite prodotta in questa regione (1937 tonn. 392.000) viene destinata esclusivamente agli Stati Uniti. Lo sfruttamento dei giacimenti di bauxite nelle Indie Ol. orientali viene invece effettuato dalla *Neederlandsch-Indische Bauxiet Exploitatie Mij.* (*Nibem*) che appartiene al gruppo Billiton. L'unico centro di produzione è situato a Bintang e la bauxite in esso prodotto (1937 tonn. 230.000) è stata inviata per l' 85% in Germania.

Negli ultimi tempi gli impianti di quest'ultimi giacimenti sono notevolmente ampliati e migliorati; la capacità dei nastri trasportatori è stata raddoppiata, ad esempio, portandola a 250 tonn/ora per nastro; inoltre si sta costruendo una centrale elettrica, un impianto di lavaggio ed un impianto di essicazione che dovrebbero permettere di ridurre l'umidità del materiale dal 10 a 2%. Questi giacimenti sono estremamente promettenti, poichè l'escavazione si effettua a poca profondità e con poco macchinario. La produzione annuale potrebbe essere facilmente elevata a 300-400.000 tonn. annue.

I progetti di lavorazione di bauxite nelle Indie olandesi sono di data recente e dipendono dall' altezza dei noli e dall'esistenza *in loco* di ricche riserve di carbone. Per ora però non è stata neppure decisa la localizzazione dell'impianto di allumina.

Per il trattamento dell'allumina da prodursi, nel Limburgo si è ancora ai primi passi, poichè per ora non vi è che la costituzione della *Neederlandsche Aluminium Mij.* con un capitale di 1 mil. di fiorini olandesi, alla cui formazione ha contribuito la *Rotterdamsche Bankvereeniging.*

L'alto prezzo dell'energia elettrica reca notevoli difficoltà alla realizzazione di questo progetto.

Incremento della produzione di alluminio in Germania durante l'anno 1937

In rapporto al consumo mondiale la Germania, che produceva il 2% nel 1910, giunge sino ad aggiudicarsi una quota del 27% nel 1937, come risulta dalla seguente tabella:

Sviluppo della produzione mondiale e tedesca di alluminio.

Anno	Produzione mondiale in t	Produzione tedesca in t	% rispetto alla produz. mondiale
1910	43.800	-.000	2%
1920	127.700	12.000	9%
1930	269.700	30.700	11%
1933	142.000	18.900	13%
1937	470.000	127.500	27%

Il *valore* dell'alluminio consumato gli merita il secondo posto, subito dopo il rame, rappresentando un ammontare di 200 mil. di RM; *in peso* il consumo di alluminio nel 1937 è ancora inferiore al consumo degli altri metalli non ferrosi (rame, piombo e zinco). Tuttavia *in volume,* l'alluminio consumato nel 1937 supera già ogni altro metallo non ferroso:

Quantità e volume del consumo tedesco di metalli non ferrosi nel 1937.

	Peso in tonn	Volume in m³	in %
Alluminio	146.500	54.000	36%
Rame	340.000	38.000	26%
Piombo	240.000	21.000	14%
Zinco	234.000	34.000	23%
Stagno	17.000	2.300	1%
		149.000	100%

aggiudicandosi una percentuale del 36% mentre nel 1933 tale percentuale era ridotta solo al 17%.

Le importazioni germaniche di bauxite negli ultimi due anni sono fortemente aumentate, notandosi però un interessante spostamento nelle fonti di approvvigionamento:

Importazione germanica di bauxite.

Paesi fornitori	1936 in 000 t	1936 in %	1937 in 000 t	1937 in %
Ungheria	328 4	34	472,3	36%
Jugoslavia	217,6	22	405,8	31%
Italia	164,1	17	111,3	9%
Indie Ol.	127,6	13	138,8	11%
Francia	95,6	10	95,0	7%
Grecia	41,5	4	80,7	6%
Altri paesi	3,0	—	3,5	—
Importaz. tot.	977,8	100	1307,4	100%

L'Ungheria si aggiudica il primo posto durante il 1937 nonostante che nei primi mesi dell'anno scorso e cioè praticamente sino a tutto l'aprile, le importazioni fossero estremamente ridotte: nel secondo semestre 1937 ha fornito in media più di 60.000 t di minerale al mese.

Norme e regolamentazioni Tedesche sulla lavorazione dell' alluminio e sue leghe

Il ministero dell'economia del Reich ha indirizzato una circolare al « Gruppo economico dell'industria dei metalli non ferrosi » ricordando che le imprese di ogni specie debbono avere, in base ad una ordinanza del febbraio 1936, una autorizzazione scritta dell' « Ufficio di Sorveglianza per i metalli comuni » per potersi dedicare all'acquisto ed alla lavorazione dei metalli stessi, qualora esse non vi si dedicassero già anteriormente al 6 marzo 1936.

Anche per la produzione di leghe (di metalli pesanti e di metalli leggeri) non può essere mantenuta la procedura, finora in vigore, della semplice comunicazione all'Ufficio di Sorveglianza: sarà necessaria d'ora innanzi l'autorizzazione dell'ufficio stesso, perchè in considerazione del forte fabbisogno di alluminio delle aziende che hanno già finora lavorato metalli leggeri, la formazione di nuovi enti per la lavorazione di metalli leggeri deve essere presentemente sospesa per qualche tempo, in via di massima.

La relazione di bilancio della « Aluminium Industrie A. G. » di Neuhausen

La produzione di alluminio ha raggiunto nell'impresa durante il 1937 un livello mai toccato finora; le vendite sono procedute di pari passo. Il risultato finanziario dell' esercizio è stato più favorevole di quello dell'anno precedente.

Dopo la costituzione autonoma

della filiale di Rheinfelden, gli impianti dell' « *Aluminium Industrie* » di Neuhausen sono costituiti dagli stabilimenti svizzeri di Neuhausen e di Chippis e dallo stabilimento austriaco di Lend presso Salisburgo.

Date le limitate possibilità dello stabilimento di Neuhausen, questo non ha potuto contribuire all'aumento di produzione; esso ha invece iniziato con successo la produzione di alluminio ad alto grado di purezza (99,99%).

La fabbrica di alluminio di Chippis, nel 1937, ha potuto raddoppiare la propria produzione in confronto all' anno precedente. La maggior energia necessaria è stata fornita dalle centrali elettriche vicine; l'annesso laminatoio per la produzione di leghe è stato occupato durante l'anno a piena capacità, per l'aumentata domanda delle leghe brevettate, sia all'interno che all'estero. Gli impianti sono stati migliorati e la mano d'opera aumentata. I salari delle maestranze sono stati notevolmente migliorati. La direzione fa sforzi per mantenere elevato il grado di occupazione ed il nuovo livello dei salari.

La fabbrica di alluminio di Lend presso Salisburgo ha pure lievemente aumentata la propria produzione; data la limitata capacità degli impianti non è stato necessario l'acquisto di energia da terzi. Negli ultimi anni è stata aumentata l'utilizzazione dell'energia idrica; la direzione sta aumentando gli impianti per adeguare la produzione all'energia disponibile. Questi lavori potranno essere effettuati durante quest'anno e potranno dare già nel 1939 una assai più elevata capacità alla fabbrica di Lend. La direzione progetta pure di trasformare la filiale di Lend in una società anonima tedesca; perciò è già possibile che nel prossimo esercizio la fabbrica di Lend anzichè negli impianti propri », figuri fra le partecipazioni.

Le Società nelle quali l' « Aluminium A. G. » di Neuhausen ha partecipazioni hanno lavorato in modo soddisfacente nello scorso anno. Gli stabilimenti tedeschi ed italiani hanno aumentato la propria capacità di produzione. Lo sviluppo non è ancora completo per gli stabilimenti di Colonia, per l'«Aluminium G.m.b.h.» di Rheinfelden e per quelli del gruppo italiano. Le imprese francesi hanno sofferto durante tutto l'anno per i contrasti politici che hanno disturbato i lavori. La fabbrica di allumina di Marsiglia è stata costretta a sospendere la propria attività per gli scioperi.

Il gruppo dell'alluminio non può far oggi affidamento con l'abituale sicurezza sulla fornitura della materia prima per parte delle imprese francesi. Questo motivo ha indotto la « Neuhausen » ad aderire alla costruzione di una nuova fabbrica di allumina a Newport del Galles del Sud.

Il rifornimento di materia prima è stato assicurato con l'acquisto di vasti giacimenti di bauxite in Jugoslavia, che vengono sfruttati dalla nuova società « Ugrovaca - Minen A. G. » di Zagabria, recentemente fondata.

Notizie comunicate dall' Ufficio Studi della S. A. Montecatini

TABELLE STATISTICHE

ITALIA - Produzione di alluminio greggio

(Secondo le rilevazioni della Associazione fra gli Industriali Metallurgici)

Periodo	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938
	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.
Gennaio	375.454	349.883	681.031	756.258	702.524	381.198	1.126.541	690.180	1.745.276
Febbraio	277.766	290.777	596.807	456.737	532.817	319.772	898.107	650.729	1.519.969
Marzo	336.468	506.975	632.959	577.644	790.979	516.340	1.091.810	903.999	1.757.121
Totale 1° Trimestre	989.688	1.147.635	1.910.797	1.790.639	2.026.320	1.217.310	3.116.458	2.244.908	5.022.366
Aprile	647.717	875.018	852.289	941.293	1.197.038	883.161	1.333.899	1.348.703	1.549.427
Maggio	901.535	1.204.912	1.316.499	1.117.317	1.536.232	1.407.070	1.663.811	1.989.731	
Giugno	893.824	1.424.531	1.441.481	921.108	1.526.157	1.467.966	1.647.226	2.365.482	
Totale 2° Trimestre	2.443.076	3.504.461	3.610.269	2.979.718	4.259.427	3.708.197	4.644.936	5.703.916	
Totale 1° Semestre	*3.432.764*	*4.652.096*	*5.521.066*	*4.770.357*	*6.285.747*	*4.925.507*	*7.761.394*	*7.948.824*	
Luglio	903.005	1.285.743	1.534.545	964.113	1.562.330	1.596.595	1.736.567	2.605.868	
Agosto	910.535	1.127.774	1.513.664	1.381.219	1.523.603	1.562.623	1.737.102	2.678.256	
Settembre	805.094	1.140.230	1.413.218	1.228.628	1.437.984	1.493.135	1.610.428	2.527.290	
Totale 3° Trimestre	2.618.634	3.553.747	4.461.427	3.573.960	4.523.917	4.652.353	5.084.097	7.811.414	
Totale Gennaio-Settembre	*6.051.398*	*7.205.843*	*9.982.493*	*8.344.317*	*10.809.664*	*9.577.860*	*12.845.491*	*15.760.238*	
Ottobre	825.994	910.795	1.464.268	1.368.473	866.946	1.450.002	1.393.428	2.642.679	
Novembre	635.149	1.038.655	1.269.569	1.297.352	655.794	1.492.533	940.723	2.467.484	
Dicembre	486.669	952.464	697.216	1.062.072	513.658	1.256.443	694.391	2.077.527	
Totale 4° Trimestre	1.947.812	2.901.914	3.431.053	3.727.897	2.036.398	4.198.978	3.028.542	7.187.690	
Totale Annuale	*7.999.210*	*11.107.757*	*13.413.546*	*12.072.214*	*12.846.062*	*13.776.838*	*15.874.033*	*22.947.928*	

ITALIA - Importazione ed esportazione di alluminio e sue leghe

(dati desunti dalla "Statistica del Commercio Speciale di Imp. e di Esp.,, del Ministero delle Finanze)

PRODOTTI	IMPORTAZIONE Quintali				ESPORTAZIONE Quintali			
	1° trimestre		Anno 1937	Anno 1936	1° trimestre		Anno 1937	Anno 1936
	1938	1937			1938	1937		
Rottami	311	278	1.304	120	...	—	—	...
Lingotti	3.125	301	33.663	3.126	—	—	...	701
Getti	—	77	353	731	8	2	20	15
Barre, verghe, spranghe	21	17	97	263	12	2	12	6
Fogli, lamiere	84	86	509	3.836	44	10	390	34
Fili	—	1	3	117	1	5	13	3
Corde, cavi	...	—	—	...	—	—	11	64
Tubi	4	3	41	91	1	2	11	...
Polvere	—	10	11	1	1	—	5	13
Tubetti per colori, profumi, ecc.	3	—	46	5	—	61	106	19
Lavori non nominati per uso industriale	142	109	678	462	1.607	3	676	117
Lavori non nominati: altri	70	63	319	246	736	581	2.280	1.138

BREVETTI

MASSA REFRATTARIA PER LABORATORI DEI FORNI DI FUSIONE DELL'ACCIAIO — MARTINE ED ELETTRICI — A MARCIA BASICA - *Crespi G. B.*, a Omegna (Novara). (11-711).

PROCEDIMENTO PER AUMENTARE LA STABILITA' ALLA CORROSIONE DI LEGHE DI MAGNESIO - *Georg Von Giesce's*, a Breslavia. (11-711).

LEGA DI MAGNESIO MIGLIORABILE DI ALTA RESISTENZA - *Lo stesso*. (11-711).

PROCESSO E IMPIANTO PER LA PRODUZIONE DIRETTA DEI METALLI NON FERROSI DA MINERALI ED ALTRE MATERIE PRIME. - *Lohse J.*, a Berlino. (11-712).

LEGA DI MAGNETI PERMANENTI - *Deutsche Edelstahlwerke*, a Krefeld (Germ.). (11-712).

PROCESSO DI PREPARAZIONE ELETTROLITICA DI STRATI PROTETTIVI D'OSSIDO SULL'ALLUMINIO E LEGHE DI ALLUMINIO - *Schering Kahlbaum A. G.*, a Berlino. (11-712).

PROCESSO TERMICO PER LA SEPARAZIONE DEI DIVERSI METALLI COMPONENTI MINERALI MISTI - *Fontana Raminosa S. A.*, a Milano. (11-713).

LEGHE DI BERILLIO - *Processi Privative Industriali S. A.*, a Milano. (11-714).

PROCESSO PER AUMENTARE LA COMPATTEZZA DI STRATI CONTENENTI OSSIDO SU METALLI LEGGERI - *Siemens & Halske A. G.*, a Berlino. (11-714).

PROCESSO E DISPOSITIVO PER LA FABBRICAZIONE DI FOGLI DI ALLUMINIO O DI LEGHE DI ALLUMINIO PER LA STAMPA IN PIANO COL METODO «OFFSET» - *Woff Herman*, a Berlino. (11-714).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI PELLICOLE PROTETTIVE SU OGGETTI DI MAGNESIO O LEGHE DI MAGNESIO - *Buzzard R. V.*, a Kensington. (12-778).

SISTEMA PER LA FABBRICAZIONE DI LEGHE DI ALLUMINIO E NICHEL - *Metallurgica Bresciana già Tempini*, a Brescia. (12-779).

PROCEDIMENTO PER IL TRATTAMENTO DI SOSTANZE CONTENENTI DEL TANTALIO E DEL NIOBIO - *Soc. Gén. Métallurgique de Hoboken*, a Hoboken (Belgio). (12-779).

LEGA PER SALDATURA DOLCE DI ALLUMINIO E DERIVATI DI LEGHE LEGGERE - *Agnello G.*, a Bologna. (12-780).

LEGA METALLICA SPECIALE PER SALDATURA DOLCE DI CROMO-ALLUMINIO. - *Lo stesso*. (12-780).

LEGA PER MAGNETI PERMANENTI - *Deutsche Edelstahlwerke A. G.*, a Krefeld (Germ.). (1-13).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI CARBURO DI TITANIO ESENTE DA GRAFITE - *I. G. Farbenindustrie A. G.*, a Francoforte s. M. (Germ.). (1-14).

PROCESSO DI PREPARAZIONE DI COMPOSTI DI ALLUMINIO-FLUORO, QUALI CRIOLITE E SIMILI - *Rutgerswerke A. G.*, a Berlino. (1-14).

PROCESSO E DISPOSITIVO PEL DECAPAGGIO ELETTROLITICO DI PEZZI DA LAVORARSI DI METALLI E LEGHE METALLICHE, SPECIALMENTE FERRO E LEGHE DI FERRO - *Ungersboech O.*, a Vienna. (1-14).

PERFEZIONAMENTI AGLI ACCIAI AL CROMO-NICHELIO CAPACI DI RESISTERE AD AZIONI CORROSIVE - *Electro Metallurgical Co.*, a New York. (1-14).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE TERMICA DI METALLI ALCALINO-TERROSI MEDIANTE RIDUZIONE, CON L'AIUTO DI SILICIO O DI ALLUMINIO O DI ENTRAMBI DI MATERIALI GREZZI CONTENENTI OSSIDI ALCALINO-TERROSI - *I. G. Farbenindustrie A. G.*, a Francoforte s. M. (Germ.). (1-14).

SISTEMA PER CONSERVARE LA CAPACITA' DI RICALCATURA DI CHIODI DI DURALLUMINIO E METALLI SIMILI DOPO LA BONIFICA CON RAFFREDDAMENTO A SALAMOIA - *Karl Hoffmann & Sohn*, a Niedersachswerfen (Germ.). (1-16).

PROCESSO DI PREPARAZIONE DI SMALTI DI FERRO INTORPIDITI DI BIANCO - *Kreidl I.*, a Vienna. (1-16).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI ALLUMINIO CON GRANDE SUPERFICIE DI REAZIONE - *Radiowerk E. S. A. G.*, a Vienna. (1-17).

PERFEZIONAMENTI ALLA FABBRICAZIONE DI IDROSSIDO DI MAGNESIO CRISTALLINO PER SCOPI INDUSTRIALI - *Chesney H. H.*, a Worsop (Gran Bret.). (1-68).

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI ALLUMINIO IN GRANULI - *Georg Benda - Lutz W. M. B. H.*, a Traismauer. (2-115).

PROCESSO PER IL TRATTAMENTO ANODICO DELL'ALLUMINIO E DELLE SUE LEGHE - *Gowes Charles*, a Londra. (2-115).

PRODOTTO PER ESTINGUERE INCENDI DI METALLI LEGGERI, IN PARTICOLARE DI LEGHE DI METALLI LEGGERI IN LAVORAZIONE - *Junkers Flugzeug*, a Dessau. (Germ.). (2-115).

LEGA DI ALLUMINIO E SUO PARTICOLARE USO PER LA LAVORAZIONE SU MACCHINE UTENSILI CHE ASPORTANO TRUCIOLI E LAVORANO CON GRANDE RAPIDITA' - *I. G. Farbenindustrie A. G.*, a Francoforte s. M. (Germ.). (2-115).

DISPOSITIVO PER FONDERE OGGETTI DI METALLO NOBILE - *Alter E.*, a Pilsen (Cecoslovacchia). (2-116).

PROCEDIMENTO PER LA FABBRICAZIONE DI FORME PER LA COLATA DI MAGNESIO E DI LEGHE DI MAGNESIO - *Durand J. B.*, a Marsiglia (Francia). (2-116).

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

I. - MATERIE PRIME E PROCESSI DI FABBRICAZIONE.
II. - PROPRIETA' DEI METALLI E DELLE LEGHE:
  a) Fisiche
  b) Meccaniche
  c) Strutturali (metallografiche).
III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE:
  a) Ricerche sulla corrosione
  b) Trattamenti superficiali.
IV. - ANALISI CHIMICA E SPETTROSCOPICA.
V. - TRATTAMENTI TERMICI:
  a) Forni
  b) Modalità, caratteristiche, applicazioni.
VI. - APPARECCHI SCIENTIFICI E DI MISURA. MISURE INDUSTRIALI.
VII. - TECNOLOGIA:
  a) Fonderia
  b) Lavorazione plastica
  c) Lavorazione all'utensile
  d) Saldatura e chiodatura
  e) Pulitura e decapaggio.
VIII. - APPLICAZIONI ELETTRICHE.
IX. - IMPIEGHI INDUSTRIALI:
  a) Architettura, edilizia, decorazione
  b) Trasporti
  c) Industrie chimiche ed alimentari
  d) Grossa e piccola meccanica
  e) Varie.
X. - MISCELLANEA.

RIASSUNTI

I. - MATERIE PRIME E PROCESSI DI FABBRICAZIONE

R. J. Anderson - L'alluminio russo - «The Mining Magazine» LVIII, pp. 73-86 (1938).

L'alluminio fu prodotto per la prima volta in Russia nel 1932, su scala industriale, raggiungendo la produzione di 900 tonn. Nel 1936 con la produzione di 37.900 tonn., l'Unione Sovietica occupò il terzo posto nella produzione mondiale, dopo gli Stati Uniti e la Germania.

Le miniere di bauxite nel 1931 fornirono 11.600 tonn. di minerale; nel 1936 si raggiunsero le 200.000 tonn. Questi grandi progressi mostrano le direttive del primo e del secondo Piano Quinquennale, che tendono a portare l'Unione Sovietica al primo posto nella produzione dell'alluminio.

Molte ricerche furono fatte sulla metallurgia dell'alluminio prima della rivoluzione, ma non fu attuata nessuna realizzazione industriale. Gli studi svolti nel 1912 da Fedotev rimangono classici nella letteratura dell'alluminio.

L'importazione russa di alluminio ammontava nel 1913 a 1800 tonn.; nel 1915 le necessità militari la portarono a 6300 tonn. Dopo 10 anni l'Unione Sovietica decise di liberarsi dall'importazione straniera e di trasformare la nazione in un moderno Stato industriale, sviluppando le risorse naturali in modo da ricavarne la materia prima occorrente.

La continua preparazione bellica richiese la pronta fornitura di leghe d'alluminio da usarsi nella fabbricazione di aerei, di motori e di armamenti, come pure nuovi impianti elettrici richiesero alti quantitativi di alluminio per le trasmissioni.

Il problema fu studiato per alcuni anni; nel 1927 funzionò a Leningrado un piccolo impianto sperimentale. Nel Settembre 1928 il Supremo Consiglio dell'Economia Nazionale fece iniziare i lavori per impiantare un'officina di estrazione di alluminio presso la centrale idro-elettrica di Dnieper, allora in costruzione.

La capacità di questo impianto era di 10.000 tonn. per anno, di cui 5000 da prodursi entro il 1933. Nell'agosto del 1929 il Consiglio del Lavoro e della Difesa stabilì di portare la produzione prevista per il 1933 da 5000 a 20.000 tonn.

La località per queste nuove officine fu scelta presso la centrale idro-elettrica di Volkhov, a 75 miglia da Leningrado, e furono progettate per una capacità di 6000 tonn.

Il secondo Piano Quinquennale fissò in 85.000 tonn. la produzione prevista per il 1937. Per produrre questa enorme quantità di metallo fu tracciato il seguente programma:

1) Sviluppare la capacità produttiva delle officine Volkhov fino a 12.000 tonn. per anno.
2) Sviluppare la capacità delle officine Dnieper fino alla capacità di 38.000 tonn.
3) Costruzione di un impianto di produzione d'alluminio a Kamensk nella provincia del Ural con una capacità iniziale di 25.000 tonn.
4) Costruzione di un impianto di produzione in Karelia della capacità di 10.000 tonn. per anno.

Giacimenti di bauxite.

Fino a pochi anni fa le risorse di bauxite conosciute in Russia erano poche. Nel 1928 fu intrapresa una campagna di ricerche che portò alla scoperta di numerosi depositi di bauxite, situati sul pendìo esterno degli Urali. Ricerche geologiche condotte in questi ultimi quattro anni indicano che l'Unione Sovietica è ricca di giacimenti di bauxite ad alto tenore di minerale.

Il giacimento di Tikhvin, nel distretto di Leningrado, dista 70 miglia dalle officine di Volkhov. Esso è stato largamente esplorato e dovunque ha presentato materiale con un alto contenuto di silice, poca allumina, poca umidità e quantità variabili di ossidi di ferro. Il materiale che giunge agli impianti di allumina contiene circa 46% di allumina e dal 12 al 16% di silice. Non viene applicato il processo Bayer, ma altri metodi che saranno esposti in seguito. La riserva totale di bauxite a Tikhvin è stata stimata in 8.000.000 di tonn.

Nel 1932 minerali ad alto tenore di bauxite furono trovati nel distretto di Nadezdiwk (adesso chiamato Kabakovsk) nella regione di Sverdlovsk. Il migliore di questi giacimenti è a Krasnaya Shapochka, situato a 6 miglia dalla ferrovia Bogoslov-Sosva. La composizione media del deposito è la seguente: allumina 56%; silice 3,7%; ossido di ferro 26%.

Per la sua ottima qualità, costante composizione e estensione, il giacimento di Krasnaya Shapochka è considerato uno dei migliori del mondo; la sua riserva è stimata a 10 milioni di tonnellate, senza contare la maggior estensione che potrà risultare da ulteriori esplorazioni. A sud di Krasnaya Shapochka



Fig 1 - Giacimenti di Bauxite, Stabilimenti e Impianti ausiliari per l'estrazione dell'alluminio nell'Unione Sovietica.

1. Khihini: Miniere di apatite e nefelina
2. Kandalaksha: Estrazione allumina
3. Sosnovetz: Stabilimenti alluminio
4. Amderma: Miniere di spatofluore
5. Volkhov: Stabilimenti alluminio. Estrazione allumina.
6. Tikvin: Miniere di Bauxite e estrazione allumina
7. Moxow: Fabbrica elettrodi
8. Dnieper: Stabilimenti alluminio. (Estrazione allumina - Fabbrica Carbone per elettrodi - Impianti per criolite)
9. Raffineria petrolio (Coke per elettrodi)
10. Gandzha: Impianti per criolite (giacimenti di alumite)
11. Ural: Giacimenti e miniere di bauxite
12. Kamensk: Stabilimenti alluminio (impianti per lavorazione allumina e elettrodi)
13. Polevskoi: Impianti per criolite.

presso Bogoslov è stato trovato un giacimento di composizione simile, del quale però non si posseggono dati precisi.

Importanti depositi di bauxite sono stati trovati a Sathinski, a Katav-Ivanovski e a Orsk nella regione dell' Ural, serviti dalla ferrovia del Sud-Ural. Queste bauxiti presentano una composizione chimica non diversa, in generale, da quella delle bauxiti di Krasnaya Shapochka. Questi giacimenti hanno fornito nel 1937 circa 100.000 tonn. di minerale.

Depositi di bauxite sono stati scoperti in parecchie località della Repubblica Autonoma di Kazak, la più importante delle quali è nel distretto di Akmolinsk. Anche nella Repubblica di Kirghiz e in quella di Uzbek (Russia Asiatica) vi sono importanti giacimenti, quale quello di Andhizan. La qualità del minerale fornito da questi depositi è soddisfacente; ma non se ne conoscono ancora quali sono le potenzialità.

Dalla tabella 1 sono esclusi i depositi di importanza secondaria, sia per la quantità che per la qualità, e non sono computati quei giacimenti di cui non si posseggono dati esatti.

TABELLA 1.

Principali depositi di Bauxite dell'Unione Sovietica

Regione	Distretto	Denominazione del deposito	Riserve stimate in milioni di tonn.
Russia, S.F.S.R.	Leningrado	Tikhvin	8
Provincia Ural	Kabakovsk	Krasnaya Shapochka, Bogoslov (e altri)	30
	Satkinski	Novaia Pristan, Kukshik	5
	Katav-Ivanovski	Sapadnosergiievsk	—
	Orsk	Kysylai	—
Kazak, A.S.S.R.	Akmolinsk	Località varie	2
Uzbek S.S.R.	Andizhan	Maili-su	—
		Totale	45

ALTRE FONTI DI ALLUMINA.

Prima del ritrovamento dei giacimenti di bauxite nella regione degli Urali, si pensava che non esistessero in Russia bauxiti industrialmente utilizzabili. Si pensò di utilizzare varie rocce contenenti più o meno allumina, senza però raggiungere risultati applicabili all'industria, salvo che per la nefelina (silicato d'allumina). Vasti e numerosi sono i depositi di apatite e nefelina nella Penisola di Kola (Russia Artica). A Zaglik nella Repubblica Azerbaijan vi sono i più grandi giacimenti del mondo di alunite (circa 100.000.000 di tonn.); nell'Armenia vi sono vastissimi depositi di leuciti; in Ukraina si calcola vi siano 400 milioni di tonn. di argilla.

CRIOLITE E ELETTRODI.

Non sono stati trovati in Russia giacimenti di criolite, che nel passato era importata dalla Groenlandia. Un impianto per la preparazione sintetica della criolite fu costruito a Polevskoi, a sud di Sverdlovsk, della potenzialità di 7.500 tonn. all'anno. Sono in costruzione altri due stabilimenti, uno a Gandzha e l'altro a Revda. Inoltre, viene prodotta criolite nelle officine di Dnieper.

Una delle materie prime adoperate nella preparazione della criolite è lo spatofluore, di cui è ricca l'Unione Sovietica. Ma per le grandi distanze che separano i vari stabilimenti, il costo della criolite sintetica Russa è più che doppio di quello della criolite naturale.

Per ciò che riguarda gli elettrodi di carbone, fino al 1934 i Sovieti erano soggetti all'importazione. In quell'anno fu impiantata a Kudinovo, presso Mosca, la prima fabbrica di elettrodi, che coprì il fabbisogno interno. Per il continuo sviluppo dell'industria si rese necessario nel 1936 un altro impianto, che fu costruito nei stabilimenti di Dnieper.

Il coke di petrolio occorrente per gli elettrodi è fornito dagli impianti di Baku e di Grozny.

POTENZA ELETTRICA.

L'Unione Sovietica possiede moltissime fonti di energia idraulica, che però vengono sfruttate solo per il 3%.

Le officine di Volkhov sono servite dalla stazione idroelettrica di Zvanka di 66.000 kW. Quelle di Dnieper sono servite dall'impianto idroelettrico di Dneprovsk di 550.000 kW. Gli stabilimenti nella Provincia dell'Ural sono serviti da una centrale elettrica a lignite presso Kamensk di 125.000 kW e da una Centrale idroelettrica a Perm di 360.000 kW.

STABILIMENTI PER LA RIDUZIONE DELL'ALLUMINA.

La tabella 2 mostra la produzione dei principali stabilimenti. Bisogna notare che l'alluminio di Volkhov e di Dnieper viene a costare circa due volte e mezzo il prezzo medio del mercato mondiale.

TABELLA 2.

Sviluppo dell'industria dell'alluminio progettato nell'Unione Sovietica

Stabilimenti	Primo piano quinquenn. Prodotto preventivato per il 1932 in tonn.		Secondo piano quinquenn. Prodotto preventivato per il 1937 in tonn.	
	Allumina	Alluminio	Allumina	Alluminio
Officine di Volkhov	13,000	6,000	13,000	12,000
Officine di Dnieper	32,000	20,000	32,000	38,000
Officine di Kamensk			70,000	25,000
Impianto di Kandalaksha			20,000	
Officine di Sosnovetz				10,000
Impianto di Tikhvin			50,000	
Totale 1932	45,000	26,000		
1937			185,000	85,000

PROCESSI PER L'ESTRAZIONE DELL'ALLUMINA.

Il classico metodo Bayer per la preparazione dell'allumina non era applicabile alle bauxiti di Tkhvin per l' alto contenuto in silice. Furono perciò escogitati i metodi Mueller-Yakovkin per l'impianto di Volkhov, e Kuznetsov-Zhukovski per l'impianto di Dnieper.

Con il metodo Mueller-Yakovkin, che è una variante del Deville-Péchiney, si estrae circa il 74% dell'allumina contenuta nelle bauxiti di Tikhvin, ricavando 1 tonn. di allumina da 6 tonn. di materia prima.

Con il metodo Kuznetsov-Zhukovski, derivato dal processo Pedersen, si ricava l'80% dell'allumina contenuta nelle bauxiti, impiegando 9 tonn di minerale per ricavare 1 tonn. di allumina e 1,4 tonn di silicato di ferro.

Gli stabilimenti di Kamensk applicano il metodo Bayer.

La tabella 3 mostra il variare dell'importazione e il crescente sviluppo dell'alluminio Sovietico.

TABELLA 3.

Produzione Sovietica di bauxite e alluminio e importazione di alluminio

In miliaia di tonn.

Anno	Produzione Bauxite	Produzione Alluminio	Importazione Alluminio
1913	—	—	1.8
1931	11.6	0.1	20.4
1932	37.4	0.9	10.5
1933	50.6	4.4	10.6
1934	60	14.4	5.1
1935	130	24.5	0.5
1936	200	37.9	0.1

La maggior parte dell'alluminio prodotto nell'Unione Sovietica viene adoperata nella fabbricazione di aerei e altri armamenti e di linee di trasmissione elettriche. Altre applicazioni si hanno nei trasporti, negli impianti chimici e in elementi di macchine.

La produzione della materia prima è ancora insufficiente alle richieste dell'industria.

Come si è visto l'industria dell'alluminio è stata sviluppata nell'Unione Sovietica, senza preoccupazioni economiche e con criteri autarchici: le enormi distanze, il voler utilizzare bauxiti a basso contenuto di allumina, la mancanza di un personale tecnico specializzato e di un adeguata rete ferroviaria, hanno costituito degli ostacoli che il Governo Sovietico è riuscito in parte a superare, mediante lo sperpero di ingenti capitali e l'inumano sfruttamento di centinaia di migliaia di individui.

P. R.

II. - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE

c) Strutturali (metallografiche)

J. L. Haughton - **Leghe di Magnesio** - Parte VI: **La costituzione delle leghe di magnesio e calcio ricche di magnesio** - «J. Inst. Metals» (advance copy 777).

E' stato trovato recentemente che le aggiunte di piccole quantità di calcio migliorano le proprietà meccaniche ad alte temperature di alcune leghe di magnesio e riducono la formazione di ossidi durante la ricottura di queste.

Data l'importanza di detto elemento e allo scopo di determinare più accuratamente la composizione eutettica di tali leghe l'A. ha ripreso lo studio del diagramma d'equilibrio del sistema magnesio-calcio, già nel 1911 tracciato da Baar fino ad un contenuto di calcio di 25% (fig. 1).

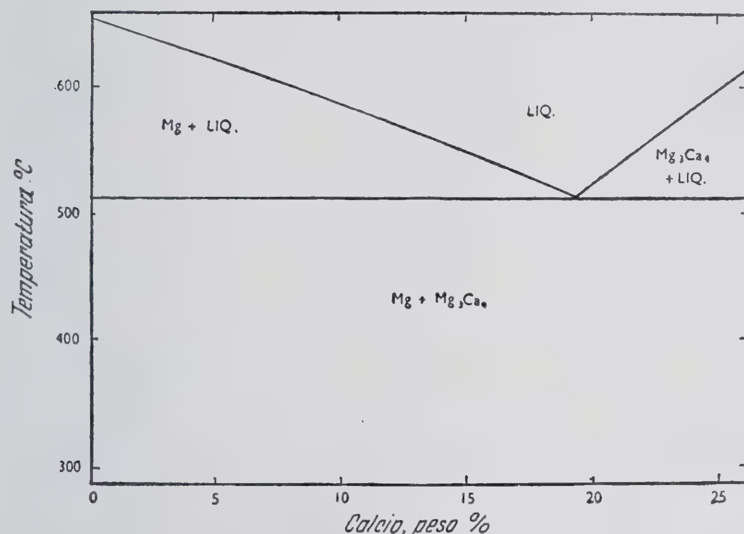


Fig. 1 - Diagramma di equilibrio delle leghe Magnesio-Calcio contenenti fino al 26% di Ca. (Baar).

Il magnesio adoperato nella sua ricerca conteneva, come impurità, i seguenti elementi:

Alluminio	0,018%
Ferro	0,020 »
Silicio	0,013 »

e il calcio, rispettivamente:

Silicio	0,05%
Ferro	0,29 »
Rame	tracce

Le leghe vennero preparate aggiungendo il calcio al magnesio fuso in un crogiolo d'acciaio: durante queste operazioni di fusione si riscontrò un notevole calo di metallo principalmente dovuto ad ossidazione del calcio e qualche volta a quella di magnesio. Tali ossidazioni manifestandosi sensibilmente anche nelle successive operazioni per il tracciamento del diagramma, fecero nascere delle non lievi difficoltà nel determinare la composizione esatta del momento.

Per la ricerca di essa si procedette nel seguente modo: il crogiuolo da servire per la determinazione dei vari punti del diagramma fu riempito direttamente da quello ove era stata fatta la lega mentre il liquido rimanente veniva colato in una conchiglia fredda. Tracciate le curve d'equilibrio, il metallo adoperato venne poi rifuso e colato nella conchiglia; da questa venne in seguito prelevato, per l'analisi, un campione tagliato longitudinalmente al lingotto così formato. In questo modo il campione da analizzare ebbe una composizione indubbiamente più approssimata alle condizioni reali di quella di uno prelevato, per trapanazione dal metallo del crogiolo.

Ciononostante si riscontrò qualche volta una notevole diminuzione di calcio probabilmente dovuta alla rifusione del metallo del crogiuolo.

Allo scopo di verificare tale ipotesi fu preparata una lega con 18% di calcio colata sia nel crogiolo che nella conchiglia: da questa venne prelevato il campione A.

Dopo un paio di riscaldamenti e successivi raffreddamenti del materiale contenuto nel crogiuolo, preso da questo un campione B, il rimanente fu rifuso e colato nella conchiglia dalla quale venne prelevato il campione C.

I risultati delle analisi furono i seguenti:

Campione	A	calcio	14,42%
»	B	»	14,70 »
»	C	»	12,89 »

Lo stesso esperimento eseguito su una lega col 10% di calcio fornì, all'analisi, le seguenti percentuali:

Campione	A	calcio	8,49%
»	B	»	8,31 »
»	C	»	6,82 »

E' evidente che una notevole perdita di calcio ha luogo nella rifusione del metallo: si potrebbe obiettare che essa sia dovuta ad una eventuale segregazione di calcio nel lingotto per cui il campione prelevato da esso per trapanazione non rispecchi perfettamente la composizione effettiva della lega.

Si è constato però che l'errore dovuto alla segregazione è di lieve entità e ciò è possibile verificare sezionando il lingotto dalla sommità al fondo ed esaminando al microscopio la struttura. Per il tracciamento del diagramma d'equilibrio furono adoperate 33 leghe di diversa composizione: di esse 27 fornirono dati attendibili, le altre furono invece scartate avendo fornito punti inficiati da errori di sconosciuta origine.

Le curve di raffreddamento furono controllate col potenziometro automatico di Payne.

Per l'esame micrografico dei campioni questi furono attaccati con una soluzione alcoolica al 4% di acido nitrico.

I campioni adoperati per la determinazione della solubilità solida furono riscaldati in tubi di vetro Pyrex al vuoto, in atmosfera d'idrogeno e in atmosfera d'azoto. I primi risultati ottenuti con la ricottura al vuoto furono abbastanza soddisfacenti;

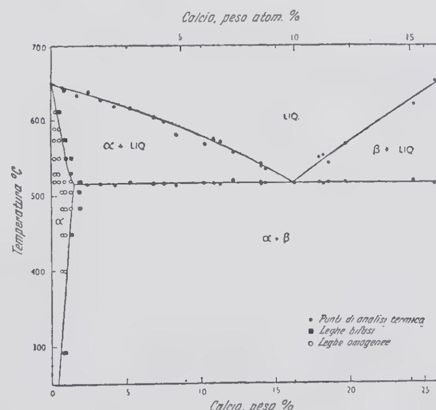


Fig. 2 - Diagramma di equilibrio delle leghe Magnesio-Calcio contenenti fino al 26% di Ca (Haughton).

allorchè però si rifece la prova con un tubo Pyrex di diametro maggiore si riscontrò una notevole sublimazione della lega per la formazione di un deposito bleu scuro presumibilmente di Mg_2Si.

I tubi furono allora riempiti di idrogeno e azoto e in tale

quantità da avere alla temperatura di riscaldamento la pressione atmosferica: ciononostante non si eliminò completamente la sublimazione, che solo fu possibile con tubi riempiti di gas argo.

Il diagramma ottenuto è mostrato in fig. 2. La linea del liquidus, a prescindere dalla modificazione apportata per la variazione della composizione eutettica differisce poco da quella data dal Baar.

La temperatura eutettica fissata dall'A. a 517° ± 1°C si avvicina notevolmente a quella di 514°C trovata dal Baar, ma la composizione eutettica relativa da essi trovata differisce notevolmente: mentre infatti secondo Baar una lega eutettica contiene 19% di calcio, secondo l'A. essa ha solo 16,2% di detto elemento.

La determinazione della composizione presentò parecchie difficoltà dato che gli errori di analisi termica e chimica fecero sorgere delle incertezze circa la posizione della linea del liquidus.

L'errore sulla composizione eutettica, determinata dall'intersezione delle due linee del liquidus non può però esser più grande di ± 0 5% : infatti l'esame micrografico della lega contenente 16,27% di calcio, mostra che essa è costituita interamente o quasi di puro eutettico. I limiti di solubilità furono determinati attraverso esami microscopici di campioni temprati dai quali si vide che il magnesio discioglie circa 1,8% di Ca alla temperatura eutettica, e soltanto 0,5% a 250°C.

P. F.

IV. - ANALISI CHIMICA E SPETTROSCOPICA

G. B. Brook, F. R. S. E., A. G. Waddington - **Determinazione dell'allumina in presenza di alluminio** - «J. Inst. of Metals» LXI, pp. 245-256 (1937)

Le difficoltà incontrate nella determinazione dell'allumina in presenza di alluminio ha spinto una numerosa schiera di ricercatori a lavorare intorno a questo problema; diversi metodi di analisi sono stati proposti, ma nessuno finora ha potuto fornire risultati veramente soddisfacenti e sicuri. Rhodin (1) suggerì l'attacco della sostanza con una soluzione di idrato sodico al 10% allo scopo di separare l'allumina come residuo insolubile. W. H. Withey e H. E. Millar (2) tentarono l'uso degli alogeni sia allo stato liquido come allo stato gassoso, dell'acido cloridrico gassoso e dei sali fusi. W. Ehrenberg (3) con altri studiò l'uso dei sali di rame proponendo pure un metodo di dosaggio gasometrico per misurare il volume di idrogeno sviluppato nell'attacco. Un altro metodo universalmente conosciuto consiste nell'ossidare completamente il metallo ad allumina, dosare l'alluminio presente dalla quantità di ossigeno assorbita e ricavare l'allumina per differenza. Infine G. Jander e F. Baur (4) idearono un metodo che consiste nel volatilizzare il metallo sotto forma di cloruro con l'impiego di una corrente di acido cloridrico puro e secco.

Gli AA. — dopo un'attenta rassegna dei lavori pubblicati — vennero alla conclusione di ritenere il metodo di Jander e Baur come il più preciso sotto tutti i punti di vista. Sebbene questi due studiosi fossero partiti nella loro ricerca con lo scopo di determinare l'allumina nell'alluminio e per attuare una separazione dei vari componenti le leghe di alluminio pur tuttavia questo metodo consente una ottima separazione dell'allumina dalle scorie, dalle schiumature di alluminio e dall'alluminio di ricupero delle scorie.

Gli AA. eseguirono le prime prove sin dal 1925, usando una miscela di gas formata da cloro e da acido cloridrico; i risultati però non sono stati soddisfacenti. Le cause di errore erano dovute all'ossigeno che si riscontrava sempre presente nell'acido cloridrico per quanto le esperienze venissero condotte con la maggior cura possibile.

Dopo vari tentativi infruttuosi, essi adottarono il metodo indicato da Jander e Baur, che consiglia l'uso di una miscela di idrogeno ed acido cloridrico in un rapporto di 1÷10, nel far passare i gas sopra frammenti di quarzo platinizzato mantenuti al color rosso, per poi essiccarli.

Le prove rivelarono che vari fattori possono influenzare la buona riuscita del metodo ed in modo particolare la temperatura a cui viene condotta l'esperienza e la quantità di sostanza trattata a seconda del tenore in allumina.

Sin dall'inizio gli AA. notarono la presenza del ferro nel residuo (in modo particolare per l'alluminio di ricupero da scorie). Il residuo venne allora calcinato a 900° in navicella, prima di essere pesato, l'ossido di ferro presente venne determinato analiticamente e l'allumina venne ricavata per differenza. Per campioni con poca allumina questo metodo si presentò facilmente criticabile; perciò, in questo caso gli AA. preferirono eseguire la determinazione dell'allumina con l'8-idrossichinolina.

La fig. 1 mostra chiaramente come si svolge il processo.

L'acido cloridrico gassoso è ottenuto facendo reagire l'acido cloridrico contenuto nell'apparecchio di Kipp con acido solforico conc. posto nel recipiente L. La quantità di gas formato può essere regolata opportunamente dosando in modo conveniente l'afflusso di acido solforico nell'apparecchio. L'idrogeno — a sua volta — viene fornito dalla torre B contenente zinco che reagisce con l'acido cloridrico diluito proveniente dal recipiente M. I due gas passano attraverso a due torri di lavaggio C contenenti acido solforico concentrato; infine la miscela, nelle proporzioni dovute, passa nel tubo refrattario D tenuto al calor rosso.

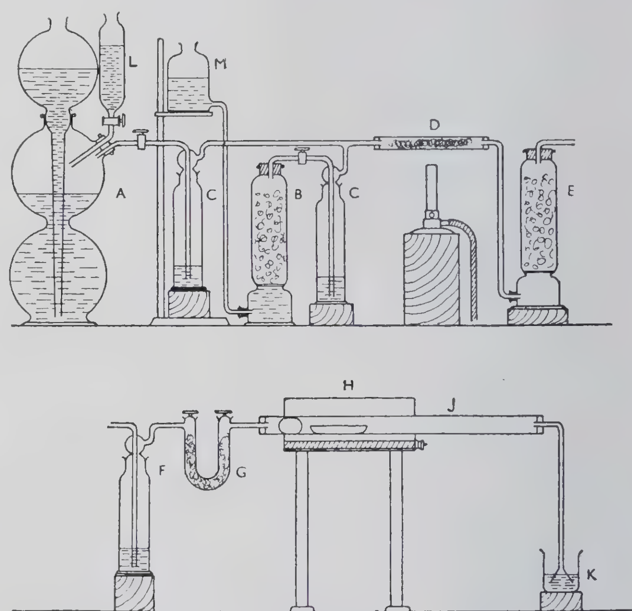


Fig. 1

Allo scopo di eliminare le piccole quantità di vapor d'acqua eventualmente formatesi per tracce di ossigeno e per l'umidità

(1) I. G. A. Rhodin, Trans. Faraday Soc., 1919, 14, parts 1 and 2

(2) W. H. Withey and H. E. Millar, I. Soc. Chem. Ind., 1926, 45, 170.

(3) W. Ehrenberg, Z. Anal. Chem., 1932, 91, 1-5.

(4) G. Jander and F. Baur, Z. angew. Chem., 1927, 40, 488.

ancora presenti nella miscela dei due gas, la corrente gassosa — attraversato il tubo refrattario D — viene fatta passare nelle due torri E ed F contenenti rispettivamente cloruro di calcio ed acido solforico conc., e nel tubo ad U contenente cloruro d'alluminio anidro. Il gas, così disidratato, passa nel tubo J dove avviene la reazione. Esso è mantenuto alla temperatura di 250°C circa, con l'impiego di un fornetto elettrico. Nel tubo stesso viene posto il campione da analizzare contenuto in una navicella di platino o di porcellana.

Gli AA. eseguirono esperienze sull'alluminio di ricupero da scorie, sulle scorie e sulle schiumature d'alluminio.

a) *Alluminio di ricupero da scorie.* (Contenuto in allumina inferiore all'1%).

Vennero scelti dei campioni in cui l'allumina era già stata in precedenza dosata col metodo dell'ossidazione totale. I dati che qui seguono (tabella 1), dimostrano come i valori percentuali dell'allumina ottenuti col processo di volatilizzazione siano nettamente inferiori a quelli ottenuti col processo di ossidazione totale.

TABELLA 1.

Prova	Campione	% Allumina Proc. volatilizz.	% Allumina Proc. Oss. Totale
1	S. 6792 A	0.48	1.42
2		0.32	
3	S. 6792 B	0.11	1.15
4		0.26	

Durante queste prove gli AA. riscontrarono che il campione, già essiccato a 100° prima di subire il trattamento, liberava durante il processo una certa dose di umidità. Infatti la tabella 2 mostra come la somma ($Al + Al_2O_3$) dei risultati ottenuti nelle due prove eseguite non sia uguale al 100%. Il dosaggio dell'umidità eseguito su un campione riscaldato a 700° ha fornito questi risultati:

1ª prova	9.36% di umidità
2ª »	8.92% » »

Quest'acqua rimasta nel campione da appositivamente al residuo la formula di $Al_2O_3 . 2\,H_2O$.

TABELLA 2.

	Residuo non volatile Al_2O_3 %	Quantità volatile Al %	Totale (Al_2O_3+Al) %	Umidità %
1	25.64	64.95	90.59	9.41
2	23.00	66.47	89.47	10.53

Gli AA. riscontrarono inoltre che l'acqua contenuta nell'allumina, reagisce con il cloruro di alluminio, in funzione alla temperatura del tubo in cui avviene il processo. A 450° la percentuale di allumina formata dalla reazione tra acqua e cloruro di alluminio è minima, ma a bassa temperatura (220°C) questa percentuale diventa assai sensibile.

b) *Schiumature e scorie di alluminio.* (Contenuto in allumina rispettivamente intorno al 10% e al 50%).

Il metodo venne applicato anche qui con notevole successo. La reazione tra l'acido cloridrico gassoso e l'alluminio presente, diede origine però ad una reazione di carattere secondario con formazione di una sostanza dal punto di fusione basso (220°C circa), che ricopriva la parte interna del tubo. Gli AA. spiegarono il fenomeno ammettendo una scissione tra i floruri esistenti nella sostanza in esame, con conseguente formazione di cloruri. Infatti le analisi operate sulla sostanza formatasi rivelarono la presenza di sodio e di alluminio sotto forma di cloruri. Coll'arroventamento a 900° il residuo può considerarsi perfettamente esente da queste impurità.

La tabella 3 fornisce i risultati ottenuti in varie prove. Sono uniti anche i dati forniti attaccando la sostanza con un acido diluito.

TABELLA 3.

Campione	Denominazione	% Allumina col metodo di volatilizz.	% Allumina coll'attacco acido diluito
S. 6832	Scoria	66.4	—
S. 6832 A	Schiumature	4.7	—
S. 6832 B	Schiumature di metallo	1.3	—
L. 3110	Schiumature di metallo puro	0.20	0.23
L. 3110 A	» (di metallo ord. ossidato)	12.00	13.8
L. 3110 B	» (di metallo fortem. ossid.)	19.00	20.7

I risultati dimostrano come il metodo studiato ed applicato dagli AA. sia facilmente applicabile in materiali il cui contenuto in allumina varia da 1% a 65%.

F. S.

C. E. WHITE e C. S. LOWE - **Nuova determinazione dell'alluminio con la fluorescenza** - «Ind. Eng. Chem. Anal. Ed.» IX pp. 430 (1937).

La diminuzione del costo degli apparecchi per la produzione dei raggi ultravioletti ha permesso agli AA. di questa memoria di intraprendere una serie di esperienze sulla fluorescenza, allo scopo di ricercare una determinazione qualitativa dell'alluminio in presenza del berillio.

La letteratura — infatti — non ha offerto finora all'analista un reagente specifico per l'alluminio. Il sale ammonico dell'acido aurintricarbonico (1) e l'alizarinsolfonato sodico (2) sono universalmente noti come reagenti sia dell'alluminio come del berillio e la morina fornisce una fluorescenza con entrambi i metalli(3).

Gli AA. studiando vari composti organici di struttura simile a quella della morina, hanno trovato che il blue-nero R preparato nei laboratori du Pont può fornire una reazione specifica dell'alluminio con l'aiuto della fluorescenza.

La determinazioni vennero eseguite su una serie di soluzioni contenenti 10 cm³ di solfato di alluminio e potassio, nelle quali vennero aggiunte quantità crescenti di soluzione colorata. Sottoposte all'azione dei raggi ultravioletti le soluzioni hanno rivelato una fluorescenza di colore rosso-aranciato. L'analisi spettroscopica ha mostrato una banda rossa tra le lunghezze d'onda di 6975 Å e 6365 Å. L'intensità della fluorescenza è aumentata dalla quantità di soluzione colorata presente; il massimo viene raggiunto con 0,30 cm³ di soluzione colorata. Gli AA. hanno pure studiato il comportamento delle soluzioni in presenza di vari reattivi. Gli alcali distruggono sia la colorazione come la fluorenza; l'acido nitrico la colorazione; l'acido solforico cloridrico e fosforico la fluorescenza.

Le esperienze hanno dimostrato che la sensibilità di questo metodo di analisi è fortissima; infatti essa permette di rivelare quantità di alluminio in acqua in proporzione di 1 a 5.000.000; usando come sorgente di raggi ultravioletti le lampade ad argon questa sensibilità diminuisce però notevolmente.

Le prove hanno rivelato che il berillio e molti altri elementi che accompagnano comunemente l'alluminio non compromettono il risultato dell'esperienza. Unicamente la presenza di ioni molto colorati, come quelli del rame, del ferro, del cromo, del nichel e del cobalto, può mascherare la fluorescenza; ma l'inconveniente è facilmente eliminabile precipitando questi ioni con ammoniaca e ridisciogliendoli con acido acetico. In tal modo la fluorescenza è nuovamente evidente.

Gli AA. hanno constatato la formazione di un composto salino tra l'alluminio e il blue nero R.

F. S.

---

(1) Yoe and Hill, I. Am. Chem. Soc., 49, 2395 (1927).
(2) Atack, I. Soc. Chem. Ind., 34, 936-7 (1915).
(3) Schautl, Mikrochemie, 2, 174 (1924).

Hobart H. Willard e Ningang Tang - Determinazione quantitativa dell'alluminio con urea - « Ind. Eng. Chem. Anal. Ed.» IX pp. 59-62 (1937).

In una precedente pubblicazione (1) gli AA. hanno già reso noto il metodo di precipitazione, dell'alluminio da soluzioni contenenti solfati, con l'aggiunta di urea. L'alluminio infatti, precipita sotto forma di solfato basico in una forma densa e facilmente filtrabile. I vantaggi offerti da questo metodo sono intuibili: la soluzione è omogenea, poichè nessun reagente viene aggiunto durante la precipitazione; il precipitato si offre molto denso, ciò che riduce l'errore dovuto alla adsorzione e facilita la filtrazione ed il lavaggio; inoltre il pH della soluzione si può sempre comodamente controllare. Nessuna meraviglia, quindi, se questo metodo ha fornito risultati superiori in esattezza a quelli ottenuti con i metodi normali.

Diversi studiosi (2, 3, 4, 5) hanno affermato che quando l'alluminio viene precipitato sotto forma di idrato da soluzioni contenenti solfati, il solfato presente è assai difficilmente allontanabile con la calcinazione. Molte esperienze invece, hanno dimostrato l'opposto. Infatti da ricerche analitiche eseguite sull'ossido ottenuto, si sono riscontrate quantità assolutamente trascurabili di solfato presenti.

Il metodo è applicabile alla separazione del calcio magnesio manganese e dal cadmio, operando con una sola precipitazione in presenza di un solfato. Le prove hanno dimostrato che, ad. es., nella separazione dell'alluminio dal manganese, con 0.1 mmgr. di alluminio ed 1 gr di manganese presenti, il precipitato è inquinato da soli 0.1 mmgr di manganese, quantità di gran lunga inferiore ai 1.7 mmgr trovati nel precipitato quando questo venga ottenuto per aggiunta di ammoniaca. In quanto alla separazione dell'alluminio dal nichel, cobalto, zinco e rame i risultati non furono soddisfacenti.

Diversi studi sull'argomento in questione hanno suggerito la sostituzione del solfato ammonico necessario alla precipitazione del solfato basico di alluminio, con ossalati, ftalati, succinati ecc. Infatti la presenza di questi sali organici da origine a densi precipitati di aspetto e caratteristiche identiche a quelli ottenuti in presenza di solfato ammonico.

Tabella 1.

Volume in cm³	Durata dell'eboliz. dopo intorbidam.	PH della soluz.	Al_2O_3 pesato gr	Al_2O_3 trovato gr	Errore di Al_2O_3 mmgr
500	2	4.43	0.1912	0.1911	— 0.1
500	2	4.57	0.1906	0.1903	— 0.3
500	2	4.44	0.1906	0.1906	± 0.0
500	2	4.32	0.1931	0.1927	— 0.4
500	2	4.26	0.1899	0.1899	± 0.0
500	2	4.26	0.1899	0.1895	— 0.4
500	2	4.48	0.1899	0.1896	— 0 3
250	2	4.36	0.1911	0.1911	± 0.0
250	2	4.22	0.1903	0.1900	— 0.3
250	2	4.44	0.0957	0.0956	— 0.1
250	2	4.31	0.0960	0.0958	— 0.2
250	2	4.53	0.0059	0.0059	± 0.0
250	2	4.50	0.0057	0.0056	— 0.1
250	2	4.62	0.0025	0.0015	— 1.0
250	2	4.53	0.0017	0.0005	— 1.2
250	3	4.77	0.0021	0.0021	± 0.0
250	3	4.94	0.0023	0.0023	± 0.0
		Metodo modificato			
250	0.5	3.76	0.1894	0.1887	— 0.7
250	1	3.96	0.1897	0.1898	+ 0.1
500	1	4.01	0.1897	0.1898	+ 0.1
500	1	3.98	0.1905	0.1908	+ 0.3
500	1	4.00	0.1903	0.1907	+ 0.4
500	1	3.86	0.1909	0.1906	— 0 3
500	1	3.98	0.1901	0.1900	— 0.1
500	1	4.03	0.1906	0.1906	+ 0.0

Le prove di precipitazione eseguite in presenza di nichel, con urea ed un formiato non fornirono però risultati notevoli. Il precipitato conteneva tracce di nichel presenti. Dopo varii tentativi eseguiti con succinato sodico si riscontrò che per ottenere

Tabella 2.

Elemento presente con l'alluminio	Al_2O_3 pesato gr	Al_2O_3 trovato gr	Tracce di elemento in Al_2O_3 gr	Errore di Al_2O_3 gr
1.0 Ca	0.1897	0.1895	Nessuna	— 0 2
1.0 Ca	0.1905	0.1903	»	— 0.2
1.0 Ca	0.1905	0.1904	»	— 0.1
1.0 Ca	0.1903	0 1904	»	+ 0.1
1.0 Ba	0.1909	0.1908	»	— 0.1
1.0 Ba	0.1905	0.1905	»	± 0.0
1.0 Mg	0.1906	0.1904	»	— 0,2
1 0 Mg	0.1906	0.1907	»	+ 0.1
1.0 Mg	0.1892	0.1894	»	+ 0.2
1.0 Mg	0.1894	0.1890	»	— 0.4
1.0 Mn	0.1904	0.1906	0.3	+ 0.2
1.0 Mn	0.1904	0.1906	0.3	+ 0.2
1.0 Mn	0.0949	0.0950	0.25	+ 0.1
1.00Mn	0.0949	0.0953	0.25	+ 0.4
1.00Mn	0.1903	0.1901	0.2	— 0.2
1.0 Mn	0.1906	0.1905	0.2	— 0.1
0.5 Mn	0.1895	0.1897	0.2	+ 0.2
0.5 Mn	0.1890	0.1893	0.2	+ 0.3
1.0 Cd	0.1901	0.1901	< 0.1	± 0.0
1.0 Cd	0.1902	0.1900	< 0.1	— 0.2
1.0 Cd	0.1906	0.1907	< 0.1	+ 0.1
1.0 Cd	0.1897	0.1897	< 0.1	± 0.0

Tabella 3.

Elemento presente con l'allum.	Numero di precipataz.	Volume in cm³	Al_2O_3 pesato gr	Al_2O_3 trovato gr	Ni o Co nell'Al_2O_3 mmgr	Errore di Al_2O_3 mmgr
1.0 Ni	1	250	0.1903	0.1921	1.8	+ 1.8
1.0 Ni	1	250	0.1901	0.1919	1.8	+ 1.8
1.0 Ni	1	500	0.1905	0.1922	1.3	+ 1.7
1.0 Ni	1	500	0.1901	0.1918	1.2	+ 1.7
1.0 Ni (a)	1	500	0.1897	0.1913	1.0	+ 1.6
1.0 Ni (a)	1	500	0.1893	0.1910	1.0	+ 1.7
1.0 Ni	1	500	0.0049	0.0050	tracce	+ 0.1
1.0 Ni	1	500	0.0056	0.0057	»	+ 0.1
0.5 Ni	1	250	0.1919	0.1935	1.3	+ 1.6
0.5 Ni	1	250	0.1905	0.1923	1.6	+ 1.8
0.1 Ni	1	250	0.1901	0.1904	0.3	+ 0.3
0.1 Ni	1	250	0.1901	0.1903	0.3	+ 0.2
1.0 Ni	2	250	0.1903	0.1903	0.2	± 0.0
1.0 Ni	2	250	0.1901	0.1903	0 3	+ 0.2
1.0 Ni	2	500	0.1895	0.1893	0.1	— 0.2
1.0 Ni	2	500	0.1901	0.1902	0.2	+ 0.1
1.0 Co	1	250	0.1894	0.1919	1.9	+ 2.5
1.0 Co	1	250	0.1897	0.1924	2.0	+ 2.7
1.0 Co	1	500	0.1913	0.1932	1.2	+ 1.9
1.0 Co	1	500	0.1906	0.1925	1.2	+ 1.9
1.0 Co (a)	1	500	0.1906	0.1921	1.2	+ 1.5
1.0 Co (a)	1	500	0.1899	0.1914	1.2	+ 1.5
1.0 Co	1	250	0.0058	0.0058	tracce	± 0.0
1.0 Co	1	250	0.0040	0.0043	»	+ 0.3
0.5 Co	1	250	0.0964	0.0977	0.8	+ 1.3
0.5 Co	1	250	0.0954	0.0963	0.6	+ 0.9
0.1 Co	1	250	0.0954	0.0954	0.2	± 0.0
0.1 Co	1	250	0.0968	0.0971	0.3	+ 0.3
1.0 Co	2	250	0.1895	0.1896	0.1	+ 0.1
1.0 Co	2	250	0.1902	0.1904	0.1	+ 0.2
1.0 Co	2	250	0.1899	0.1903	0.1	+ 0.4
1.0 Co	2	250	0.1904	0.1902	0.1	— 0.2

(a) Determinazione fatta secondo il metodo modificato.

risultati certi era necessario precipitare l'alluminio in presenza di acido succinico.

I risultati ottenuti in tale maniera furono ottimi; si riscontrò pure che la presenza di un altro metallo nella soluzione non compromette affatto i risultati, perchè è sufficiente variare la quantità di acido succinico presente per ottenere senz'altro una precipitazione ugualmente quantitativa.

La precipitazione completa dipende anche dalla durata dell'ebollizione della soluzione, misurata dal momento in cui si inizia il primo intorbidamento nel liquido. La pratica suggerì due ore di ebollizione calma per poter misurare alla fine, nella soluzione, un pH di circa 4,4.

Il procedimento usato dagli AA. è il seguente:

(1) Willard, H. H., and Tang, N. K., I. Am. Chem. Soc., 59, 1190, (1937).

(2) Fresenius, « System of Instruction in quantitative Analysis » - p. 169, London, Churchill and Sons, 1865.

(3) Iander, G., and Weber, B., Z. anorg. allgem. Chem., 131, 266 (1923).

(4) Lunge, T., Z. angew. Chem. 1889, 635.

(5) Miller, L. B., U. S. Pub. Health Repts., 38, 1995 (1923).

Alla soluzione contenente il sale di alluminio si aggiungono acido succinico, cloruro ammonico ed urea. La soluzione viene riscaldata fino a notare un leggero intorbidamento e poi fatta bollire per due ore per favorire la precipitazione. Il residuo viene calcinato a 1200°C fino a peso costante.

TABELLA 4.

Numero delle prove	Al_2O_3 pesato gr	Al_2O_3 trovato dopo calcinazione C, gr	Errore di Al_2O_3 mmgr	Al_2O_3 trovato dopo calcinaz. con H_2 gr	Zn in Al_2O_3 gr	Errore di Al_2O_3 gr
1	0.1892	0.1896	+ 0.4	—	—	—
2	0.1892	0.1894	+ 0.2	—	—	—
3	0.1905	0.1912	+ 0.7	0.1905	—	± 0.0
4	0.1894	0.1895	+ 0.1	0.1893	—	— 0.1
5	0.1899	0.1911	+ 1.2	0.1900	—	+ 0.1
6	0.1903	0.1917	+ 1.4	0.1903	—	± 0.0
7	0.1903	—	—	0.1905	niente	+ 0.2
8	0.1906	—	—	0.1906	»	± 0.0
9	0.1909	—	—	0.1907	»	— 0.2
10	0.1890	—	—	0.1889	»	— 0.1

Questo metodo subisce una modificazione allorchè l'intera neutralizzazione dipende dalla decomposizione dell'urea, specialmente quando sia presente un acido riducente come nel caso della

TABELLA 5.

N. delle prove	Rame pres. gr	Agente riducente	Al_2O_3 pesato gr	Al_2O_3 trovato gr	Cu in Al_2O_3 mmgr	Errore Al_2O_3 mmgr
1	0.1	——	0.0947	0.0972	—	+ 2.5
2	0.1	——	0.0953	0 0976	—	+ 2.3
3	0.01	——	0.0945	0.0956	—	+ 1.1
4	0.01	——	0.0953	0.0960	—	+ 0.7
5	1.0	$NH_2.OH.HCl$	0.1897	0.1901	0.1	+ 0.4
6	1.0	$NH_2.OH.HCl$	0.1903	0.1901	0.1	— 0.2
7	1.0	$NH_2.OH.HCl$	0 0951	0.0952	niente	+ 0.1
8	1.0	$NH_2.OH.HCl$	0.0949	0.0952	»	+ 0.3
9	1.0	$NH_2.OH.HCl$	0.0953	0.0953	»	± 0.0
10	1.0	$NH_2.OH.HCl$	0.0951	0.0950	»	— 0.1
11	1.0	NH_4HSO_3	0.1891	0.1888	0.05	— 0.3
12	1.0	NH_4HSO_3	0.1891	0.1891	0 05	± 0.0

determinazione dell'alluminio in presenza di rame. Gli AA. consigliano di aggiungere alla soluzione in esame contenente già acido succinico, urea e cloruro ammonico, ammoniaca diluita fino a leggero intorbidamento. La precipitazione allora è quantitativa.

La tabella 1 fornisce i dati ottenuti sia col metodo normale come col metodo modificato.

Il metodo si è prestato ottimamente anche per la separazione dell'alluminio dagli altri metalli come calcio, bario, magnesio, manganese, cadmio, nichel e cobalto. La tabella 2 e 3 forniscono i risultati ottenuti dalle prove.

TABELLA 7.

Camp.	Numero di precip.	Volume soluz. cm^3	Camp. pesato gr	Al_2O_3 trovato gr.	Al trovato %	Al presente %
A	2	250	1.001	0.0738	3.91	3.92
A	2	250	1.002	0.0739	3.90	3.92
A	2	250	1.002	0.0739	3.90	3.92
A	2	250	1.000	0.0739	3.91	3.92
B	2	250	1.001	0.0739	3.91	3.92
B	2	250	1.002	0.0737	3.89	3.92
B	2	250	1.002	0.0744	3.93	3.92
B	2	250	1.002	0.0742	3.92	3.92
C	2	250	1.002	0.0747	3.94	3.94
C	2	250	1.002	0.0742	3.92	3.94
A	1	500	1.004	0.0739	3.90	3.92
A	1	500	1.002	0.0738	3.90	3.92
A	1	500	1.001	0.0739	3.90	3.92
A	1	500	1.001	0 0741	3.92	3.92
A	—	—	2.001	0.1470	3.89	3.92
A	—	—	2.000	0.1490	3.95	3.92
A	—	—	2.001	0.1470	3.89	3.92
A	—	—	2.002	0.1473	3.95	3.92

Anche la separazione dell'alluminio dallo zinco, diede risultati soddisfacenti. L'unica particolarità nella condotta di questa analisi sta nel calcinare l'ossido in corrente di idrogeno od in presenza di carbonio per volatilizzare le piccole quantità di zinco che accompagnano l'alluminio.

La tabella 4 mostra la separazione dell'alluminio da 1 gr di zinco presente, operati in questo modo.

La separazione dell'alluminio dal rame è anch'essa possibile purchè sia presente nella soluzione un agente riducente che trasformi il sale rameico in sale rameoso. A tale scopo gli AA. usarono o il cloruro di idrossilamina, oppure il bisolfito ammonico doppio normale con cloruro ammonico (tab. 5).

Il ferro è anch'esso separabile dall'alluminio purchè sia presente come ione ferroso. Difatti sotto questa forma esso è pre-

TABELLA 6.

Ferro presente gr	Numero di precipitaz.	Agente riducente	Al_2O_3 presente gr	Al_2O_3 trovato e corretto da Fe_2O_3 gr	Fe_2O_3 presente nella precipit. mmgr	Errore di Al_2O_3 mmgr
1.0	1	5 gr. $Na_2S_2O^3.5H_2O$	0.1910	0.1912	3.0	+ 0.2
1.0	2	»	0.1904	0.1902	0.2	— 0.2
1.0	2	»	0.1918	0.1922	0.4	+ 0.4
1.0	2	»	0.1918	0.1918	0.5	± 0.0
1.0	2	»	0.1897	0.1898	0.4	+ 0.1
1.0	1	5 gr. $Na_2S_2O_3.5H_2O$ } 0.5 cm^3 fenilidrazina	0.1893	0.1893	2.2	± 0.0
1.0	1	1.5 gr. idrosolfito sodico	0.1889	0.1920	1.3	+ 2.1
1.0	1	»	0.1894	0.1941	1.8	+ 4.7
1.0	1	4 gr. di $NH_2.OH.HCl$, 25 mmgr. Cu	0.1903	0.1897	—	— 0.6
1.0	2	3 gr. $NH_2NH_2.2HCl$, 25 mmgr. Cu	0.1913	0.1915	0.4	+ 0.2
1.0	2	3 gr. $NH_2NH_2.2HCl$, 25 mmgr. Cu	0.1903	0.1901	0.4	— 0.2
1.0	2	3 gr. $NH_2NH_2.H_2SO_4$	0.1901	0.1907	0.5	+ 0.6
1.0	2	»	0.1903	0.1911	0.5	+ 0.8
0.05	1	2 gr. $NH_2NH_2H_2SO_4$	0.1892	0.1890	0.5	— 0.2
0.05	1	»	0.1892	0.1888	0.4	— 0.4
1.0	2	3 gr. $NH_2NH_2N_2SO_4$	0.1943	0.1944	0.8	+ 0.1
1.0	2	»	0.1898	0.1897	0.6	— 0.1
1.0	1	3 gr. $NH_2NH_2.H_2SO_4$ } 0,5 cm^3 fenilidrazina	0.1900	0.1896	1.9	— 0.4
1.0	2	3 gr. p. amminofenolo	0.1895	0.1882	0.3	— 1.3
1.0	2	»	0.1934	0.1915	0.3	— 1.9
1.0	2	»	0.1908	0.1898	0.4	— 0.9
1.0	2	3 gr. cloruro di o-amminofenolo	0.1891	0.1888	0.4	— 0.3
1.0	2	»	0.1910	0.1904	0.2	— 0.6
1.0	2	»	0.1899	0.1852	0.2	— 4.7
0.02	2	3 gr. di idrochinone	0.1912	0.1913	0.5	+ 0.1
1.0	2	2 gr. di idrochinone	0.1889	0.1890	0.2	+ 0.1
1.0	2	3 gr. di idrochinone	0.1894	0.1893	0.3	— 0.1
1.0	2	2 gr. di idrochinone	0.1898	0.1901	0.4	+ 0.3
1.0	2	3 gr. di idrochinone	0.1905	0.1903	0.25	— 0.2
1.0	2	»	0.1920	0.1923	0.3	+ 0.3
1.0	2	»	0.1912	0.1914	0.3	+ 0.2
1.0	2	»	0.1905	0.1907	0.3	+ 0.2
2.0	2	»	0.0433	0.0433	0.35	± 0.0

cipitabile ad un pH di 5.5. Poichè le condizioni ottime di precipitazione dell'alluminio si verificano ad un pH di 4,5 questo fatto offre un'eccellente possibilità di separazione tra i due metalli. Come riducente vengono impiegati il tiosolfato sodico, il bisolfito ammonico, l'idrosolfito sodico la fenilidrazina, il cloruro di idrossilamina in presenza di rame come catalizzatore, l'idrochinone, il p-amminofenolo, l'o-amminofenolo e la p-anisidina (tab. 6).

Non è stato possibile agli AA. allontanare le tracce di ferro che accompagnano l'ossido di alluminio.

Gli AA. applicarono con successo il metodo anche nella separazione dell'alluminio dalle leghe a base di zinco, colate sotto pressione, contenenti forti quantità di zinco e di rame. La tabella 7 mostra i risultati ottenuti.

Gli AA. eseguirono delle prove di precipitazione dell'alluminio come fosfato con l'urea. I risultati però furono negativi, e fornirono risultati troppo alti. E' probabile che una parte dell'alluminio precipiti mentre la soluzione è ancora acida come fosfato acido.

F. S.

VII - TECNOLOGIA

a) Fonderia

R. Irmann - **Punti di vista relativi all' impiego di rottami e scarti nella fonderia d'alluminio** - «Aluminium» XVIII, pp. 615-621 (1936).

Gli scarti si compongono per lo più di:

1 - Rottami di fusione di leghe di alluminio.
2 - Ritagli di lamiere e di profilati di leghe di alluminio.
3 - Ritagli di lamiere e di stoviglie in alluminio puro.

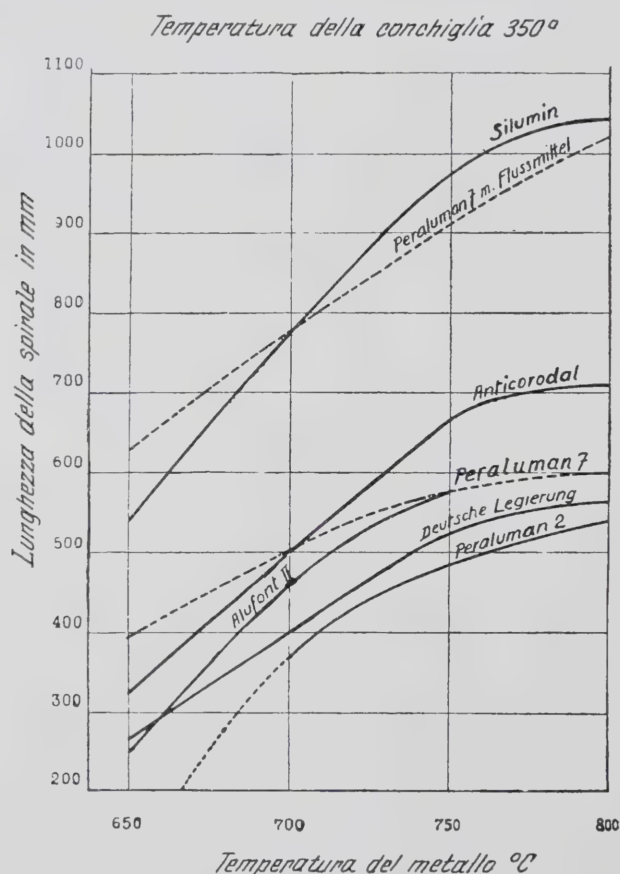


Fig. 1 - Influenza dell'aumento della temperatura del metallo, a costante temperatura delle conchiglie, sulla capacità di riempimento delle forme di alcune leghe di alluminio.

Una classificazione delle leghe di fusione, rifuse dai suddetti rottami, è la seguente:

I° - Rottami di leghe di fusione tipiche, per es. Silumin, Anticorodal, ecc.
II° - Leghe rifuse da rottame di composizione definita.
III° - Leghe rifuse da rottame di composizione non definita.

Nell'eseguire le mescolanze bisogna tener presente le seguenti caratteristiche da conseguire nelle leghe:

A. *Buone caratteristiche tecniche di fonderia.*
Buona capacità di riempimento delle forme.
Minima contrazione.
Minima fragilità a caldo.

B. *Buone caratteristiche meccaniche*
Resistenza alla rottura.
Plasticità.

C. *Buone caratteristiche tecnologiche.*

Con l'aggiunta di silicio e di fondenti viene accresciuta la capacità di riempimento delle forme.

La fig. 1 mostra come varia detta capacità in funzione della temperatura.

Le aggiunte di silicio riducono la contrazione, ma possono avere dannose influenze sulle proprietà meccaniche, specie per getti in sabbia. Anche aggiungendo magnesio il ritiro diminuisce.

La facilità di lavorazione può essere accresciuta con aggiunte di piombo e di stagno. A tal riguardo la prova della tornitura può dare una idea circa le proprietà di lavorazione, solo nel caso in cui si mantengano invariate le condizioni sperimentali, e cioè la corsa, la profondità di taglio, la velocità periferica e la forma dell'utensile.

Tabella I.

Composizione delle leghe secondo DIN 1713.

Lega	Cu %	Zn %	Si %	Mn %	Mg %	Fe %	Ni %	Al
Al-Cu-Mg	3,5-5,5	—	0,2-1,5	0,1-1,5	0,2-2	—	—	Resto
Al-Cu-Ni .	3,8-4,2	—	—	—	1,3-1,6	—	1,8-2,2	»
Al-Cu . .	4,5-6	—	0,2-0,5	0,4-0,6	—	—	—	»
GAl-Cu .	7-15	—	—	—	—	—	—	»
GAl-Zn-Cu	2-5	8-12	—	—	—	—	—	»
GAl-Cu-Ni	4	—	—	—	1,5	—	2	»
Al-Mg-Si .	—	—	0,3-1,5	0-1,5	0,5-2	—	—	»
Al-Si . .	—	—	12-13,5	—	—	—	—	»
GAl-Mg-Si	—	—	2-5	0,5-1	0,3-2	—	—	»
GAl-Si .	—	—	11-13,5	—	—	—	—	»
GAl-Si-Cu	0,7-0,9	—	11-13,5	0,2-0,4	—	—	—	»
GAl-Si-Mg	—	—	11-13,5	0,4-0,6	0,1-0,3	—	—	»
Al-Mg . .	—	—	—	0-1,5	2,5-12	—	—	»
Al-Mg-Mn	—	—	—	1-2	2-2,5	—	—	»
Al-Mn . .	—	—	—	1-2	—	—	—	»
GAl-Mg .	—	—	0,1-1,5	0-1	4-12	—	—	»
GAl-Mg-Mn	—	—	—	1,2-1,5	2-4	—	—	»

Le norme sulle leghe di alluminio, secondo quanto è stabilito dalle DIN 1713, permettono di indicare le possibilità di mescolanza di scarti e ritagli di composizione conosciuta.

Nello schema a fig. 2 si indicano:

○ Scarti di leghe che si possono fondere assieme in qualsiasi condizione.

● Scarti di leghe che si possono fondere assieme soltanto in certe condizioni.

× Scarti di leghe che non si dovrebbero fondere assieme.

Innanzi tutto si deve osservare che le leghe Al-Mg, Al-Mn, Al-Mg-Mn (13-17), Al-Mg-Si, GAl-Mg-Si (7 e 9), la cui caratteristica speciale è la resistenza alla corrosione, non possono essere mescolate colle leghe contenenti rame. Le leghe Al-Mn possono essere mescolate colle leghe di Al-Mg-Mn solo limitatamente,

Lega		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17
Al-Cu-Mg	1	○																
Al-Cu-Ni	2	●	○															
Al-Cu	3	●	●	○														
GAl-Cu	4	●	●	○	○													
GAl-Zn-Cu	5	×	×	●	×	○												
GAl-Cu-Ni	6	●	○	●	●	×	○											
Al-Mg-Si	7	×	×	×	×	×	×	○										
Al-Si	8	●	×	●	●	●	×	●	○									
GAl-Mg-Si	9	×	×	×	×	×	×	○	●	○								
GAl-Si	10	●	×	●	●	●	×	●	○	●	○							
GAl-Si-Cu	11	●	×	●	●	●	×	●	○	●	○	○						
GAl-Si-Mg	12	×	×	●	●	×	×	●	○	●	○	○	○					
Al-Mg	13	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	○				
Al-Mg-Mn	14	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	●	○			
Al-Mn	15	×	×	×	×	×	×	×	●	×	●	●	●	●	●	○		
GAl-Mg	16	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	○	●	●	○	
GAl-Mg-Mn	17	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	●	○	●	●	○

Fig. 2 - Schema di mescolanza per la fusione di scarti di leghe di alluminio.

perchè, a seconda del contenuto in Mg, è concesso soltanto un certo tenore di Mn.

Colle leghe Al-Si del tipo Silumin (8, 10, 11, 12) e colle leghe Al-Mg-Si (7 e 9, Anticorodal) non si devono mescolare le leghe di Al-Mg -Mn perchè ne risultano delle leghe con un tenore troppo elevato di magnesio-silicio, che sono troppo fragili. Soltanto le leghe di Al-Mn possono essere mescolate in misura limitata colle leghe 8, 10, 11 e 12, mentre con le leghe 7 e 9 il tenore in Mn sarebbe troppo alto.

Le leghe 7 e 12 sono mescolabili tra di loro, ma limitatamente, e ciò in considerazione della troppo elevata percentuale di Mg-Si. Non è desiderabile, invece, mescolare la lega tedesca (5) con le leghe Al-Mg-Si (7 e 9) e GAl-Si-Mg (12), perchè si ottengono delle leghe troppo fragili; per contro, la lega tedesca, mescolata con GAl-Cu, dà delle leghe di fusione utilizzabili.

Può essere pericoloso legare assieme leghe con un alto tenore di Cu (4) con le leghe del tipo Silumin (8, 10, 11 e 12), poichè ne risultano contemporaneamente elevati tenori di Cu e Si. Invece si possono avere con dei tenori non troppo elevati di Si e Cu delle buone leghe, eventualmente associando le leghe di Al-Cu-Ni (2 e 6).

La mescolabilità delle leghe 1-6 è in parte limitata, perchè mescolando Al-Cu-Ni (2-6) con GAl-Cu (4) se ne hanno delle leghe fragili con elevato tenore di Cu e Mg. Non si dovrebbe mescolare la GAl-Zn-Cu con leghe di Cu (1, 2, 4 e 6) contenenti Mg. Si osservi che combinazioni inservibili a motivo della loro fragilità per getti in forme, possono trovare buon impiego nella fusione di pistoni. Da quanto precede si può vedere che la rifusione di due differenti leghe anche se di composizione nota, richiede delle esperienze relative alla tecnica delle leghe, che il fonditore non possiede.

Si è fin qui considerato l'influenza della fusione dal punto di vista della solidità e della plasticità della lega. L'influenza sulle caratteristiche di fusione, e cioè sulla capacità di riempire le forme, sulla contrazione, sulla fragilità a caldo, sulle proprietà relative alla lavorazione, sono notevolmente più difficili da esaminare, e non possono essere determinate con semplici prove di fonderia.
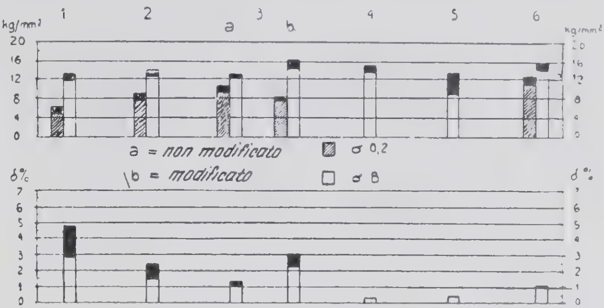


Fig. 3 - Proprietà meccaniche di leghe di fusione in sabbia di scarti di alluminio.

Riferendosi a casi pratici, l'A. riporta degli esempi di leghe di alluminio, ricavate da fusioni di scarti della composizione indicata:

1.	Scarti in lamiera di Avional (Duralluminio)	circa 25%
	Scarti di fusione di composizione sconosciuta	» 25%
	Ritagli di lega	» 25%
	Boccame di fonderia	» 25%
2.	Scarti di fonderia di composizione sconosciuta	100%
3.	Scarti di Silumin	100%

Queste leghe di fusione, che vennero fornite all'A. da una fonderia per prove, devono essere esempi di una composizione suscettibile di impiego, mentre in conformità allo schema a fig. 2 furono preparate le seguenti leghe di fusione ricavate da scarti, onde mostrare che queste composizioni danno delle leghe fragili e inservibili:

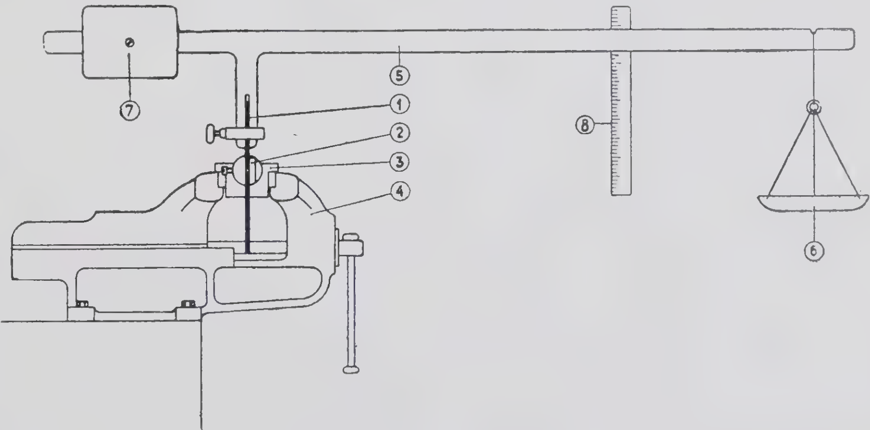


Fig. 4 - Apparecchio per la prova della piegatura alla morsa.

4.	Scarti di pistoni (GAl-Cu)	65%
	» » Silumin (GAl-Si)	35%
5.	» » Avional (Al-Cu-Mg)	80%
	» » Peraluman (Al-Mg)	20%
6.	» » Silumin (GAl-Si)	85%
	» » Peraluman (Al-Mg)	15%

Le analisi di queste leghe sono:

TABELLA 2.

N°	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Ni %	Zn %	Pb %	Sn %
1	2,1	0,6	1,9	0,2	0,07	—	0,6	0,07	0,9
2	2,7	0,8	2,8	0,1	0,06	0,1	3,7	0,15	0,9
3	11,4	0,6	0,2	0,1	—	—	—	—	—
4	4,8	0,7	8,0	0,9	0,2	—	—	—	—
5	0,5	0,5	3,2	0,5	1,9	—	—	—	—
6	11,0	0,6	—	0,04	1,2	—	—	—	—

Le leghe 1 e 2 cadono nella classe III delle leghe, di cui non è facile stabilire la composizione. La lega 3 rientra nella classe I

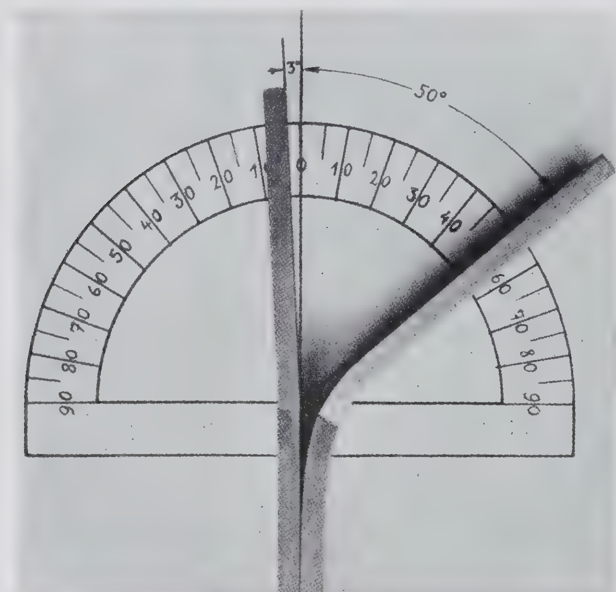


Fig. 5 - Misura dell'angolo di piegamento al momento della rottura.

(Scarti di leghe di fusione di tipo stabilito), mentre le leghe 4, 5 e 6 rientrano nella classe II, perchè sono preparate con leghe di composizione nota, e perciò di composizione calcolabile.

Di tutte le leghe furono eseguite delle prove di trazione su provini ricavati da getti in sabbia con pellicola di fusione, secondo VSM 10910.

Nella fig. 3 sono riportati i risultati di tali prove:

Si vede che le leghe 1 e 2 non differiscono nella resistenza alla rottura, che si aggira fra i 12 e i 14 kg/mm². Però la lega 2 presenta un limite di snervamento $\sigma_{0,2}$ più elevato.

Le leghe 3_a e 3_b mostrano in complesso caratteristiche simili. Nelle leghe 4 e 5 il limite di snervamento $\sigma_{0,2}$ coincide quasi col limite di rottura.

Il comportamento della lega 6 si avvicina a quello delle leghe 4 e 5, sebbene presenti un maggior allungamento. Nei precedenti esempi di leghe di fusione derivate da scarti, vi sono 3 leghe (1, 2 e 3), che dovrebbero soddisfare alle comuni esigenze meccaniche, mentre le leghe 4, 5 e 6 se ne distaccano per la loro fragilità.

Nella piccola fonderia non è però possibile procedere a prove di trazione e sarebbe desiderabile poter determinare le caratteristiche meccaniche delle leghe di scarti, mediante prove non richiedenti impianti particolarmente costosi. Pare prestarsi allo scopo la prova della piegatura, che può essere facilmente eseguita alla morsa, adoperando barre piatte. A tale scopo abbiamo creato un apparecchio come da fig. 4.

Il campione da piegare (1) viene collocato in una sbarra rotonda scanalata (2) e fissato con una vite. La sbarra scanalata è girevole in un fodero (3) serrato nella morsa (4). Sul campione da piegare si fissa una leva (5) che porta un piatto da bilancia (6). Il peso della leva e il piatto della bilancia sono bilanciati da un contropeso (7). Girando il fodero si può fare in modo che il braccio della leva stia in posizione orizzontale. Una scala dà la possibilità di leggere anche una minima piegatura della barra di prova. Si è scelto come riferimento il carico P in kg, che provoca un angolo di piegatura permanente di 2°. Aumentando il carico si verifica la rottura; l'angolo di rottura viene letto con un goniometro come in fig. 5.

Furono esperimentate parecchie leghe Standar (Silumin, Peraluman 2, lega tedesca e lega americana) e, per confronto, le leghe di scarti 1, 3_b e 4.

Nella tabella 3 sono riportati i limiti di snervamento $\sigma_{0,2}$, di rottura e l'allungamento della prova a trazione, accanto al carico di piegatura permanente di 2°, di rottura e all'angolo di piegatura al momento della rottura nella prova di piegatura.

TABELLA 3.

Leghe	Prova di trazione			Prova di piegamento			$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_B}$	$\frac{P_{Str}}{P_{Br}}$
	kg/mm²		δ %	kg		≥°	100 %	100 %
	$\sigma_{0,2}$	σ_B		P_{Str}	P_{Br}			
Silumin . .	8,2	18,0	8,0	0,95	2,18	56	46	44
Leg. 3 b . .	8,0	16,5	3,0	0,95	2,20	31	47	43
Peraluman 2 .	8,6	14,3	3,4	1,07	1,56	20	60	68
Leg. 1 . . .	5,5	12,5	3,5	0,63	1,38	29	44	46
Lega tedesca	17,1	19,0	1,4	2,00	2,32	8	90	86
Lega Americ.	8,0	12,3	1,3	1,07	1,40	8	65	76
Leg. 4 . . .	16,8	17,5	0,3	1,95	2,10	2,2	96	93

Se si riportano i valori ricavati dalla prova di piegatura come nella fig. 6, prendendo come ascisse di ogni grafico gli angoli di piegatura al momento della rottura e come ordinate i carichi di rottura alla piegatura, si possono leggere sulla scala segnata a lato i valori di tali carichi in kg/mm².

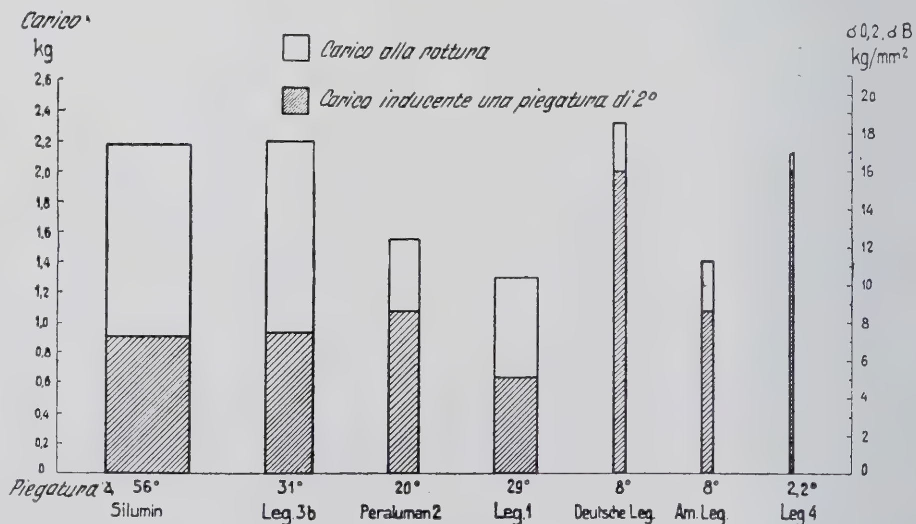


Fig. 6 - Risultati della prova di piegatura ragguagliati con quelli della prova di trazione.

P. R.

VIII - APPLICAZIONI ELETTRICHE

P. Behrens - Esperimenti di vibrazioni su legature ad isolatori portanti per conduttori cordati in alluminio - «Aluminium» XI, pp. 705-709 (1937).

L'Ing. Behrens si è specializzato nei problemi riguardanti i conduttori in alluminio ed i suoi articoli recano sempre dei dati interessanti provenienti dalle esperienze che egli compie negli impianti sperimentali della Vereinigte Aluminium Werke a Lautawerk.

Seguiamo le diverse parti del suo articolo:

1) Generalita' sulle legature.

Le legature agli isolatori rigidi vengono usate per linee con piccole campate, come si hanno generalmente sulle linee di distribuzione o a media tensione. Nelle linee a media od alta tensione con grandi campate si usano gli isolatori sospesi ed il conduttore viene trattenuto dai morsetti portanti o di amarro.

L'importanza delle legature per la sicurezza di esercizio di una linea è universalmente riconosciuta e quindi le imprese elettriche hanno sempre usato delle particolari attenzioni per questa parte del montaggio della linea, come fanno fede le istruzioni che queste ditte danno ai loro montatori.

2) Critica delle legature.

Una critica delle legature è molto difficile per i diversi elementi che bisogna prendere in considerazione, e cioè la facilità di montaggio, il costo e specialmente la resistenza in esercizio alle sollecitazioni meccaniche, alle vibrazioni, alle corrosioni ed alle azioni termiche.

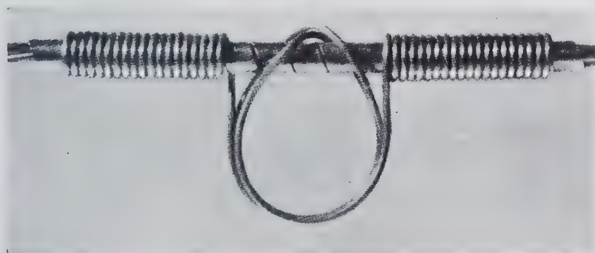


Fig. 1 - Legatura semplice di collo (incrociata).

Per poter dare un giudizio esatto sulla resistenza in esercizio occorrono delle osservazioni estendentesi a parecchi anni.

Per eliminare delle spiacevoli interruzioni di servizio e per avere delle previsioni riguardo alla bontà delle legature, è necessario tener presente nella loro scelta le esperienze sulle legature già esistenti in esercizio e le prove condotte da poco tempo sui nuovi tipi.

Viene usata molto spesso la cosidetta *legatura di collo a staffa semplice*. Con questo tipo si sono avuti da tempo degli ottimi risultati. Ad es. presso una Società elettrica dal 1920 sono in esercizio 20.000 di queste legature in linee in alluminio a 15 kV con campate fino a 70 metri. Sino ad ora una sola ha mancato al suo scopo. Anche i risultati avuti presso altre Società sono stati molto buoni.

Non altrettanto si può dire delle *legature di collo a staffa massiccia*. Le linee osservate erano in esercizio dal 1922 e furono revisionate nel 1931. Benchè la maggior parte di tali legature fossero ancora in ordine, a causa delle forti vibrazioni eccitate nei conduttori dal vento si trovarono parecchie rotture ed abrasioni.

Si fecero anche delle osservazioni sulla *legatura semplice di collo*, la quale venne eseguita con del filo per legature sul conduttore protetto da nastro in alluminio. Si accertò a questo proposito che una tale legatura non è buona, in quanto il filo avvolto intorno al collo dell'isolatore rimane attorcigliato attorno alla corda lontano dalla metà della legatura e raggiunge il conduttore quasi perpendicolarmente (fig. 1).

3) Finalita' delle esperienze.

Da pochi anni si trovano in commercio un certo numero di collari, i quali non hanno avuto ancora un lungo periodo di



Fig. 2 - Palo portante.

prova. Questi furono messi in paragone con legature provate già da tempo, ed alcuni mostrarono di non essere bene proporzionati dal punto di vista della tecnica delle vibrazioni.



Fig. 3 - Cavalletto tenditore.

Benchè le vibrazioni si generino raramente nelle linee di distribuzione, esse sono da temersi specialmente nelle diramazioni che servono casette sparpagliate su una estesa superficie. Inol-

tre si è già detto che le legature vengono usate anche in linee a media tensione le quali hanno in pratica mostrato vibrazioni e rotture per questa causa.

Ciò dimostra l'importanza che hanno le esperienze sulla resistenza delle legature alle vibrazioni.

4) Disposizione e modalità delle prove.

Le prove furono compiute con una apparecchiatura costituita da un palo portante (fig. 2), da un cavalletto di ormeggio e da un cavalletto (fig. 3) che, mediante un dispositivo a leva, dava alla corda la tensione meccanica necessaria.

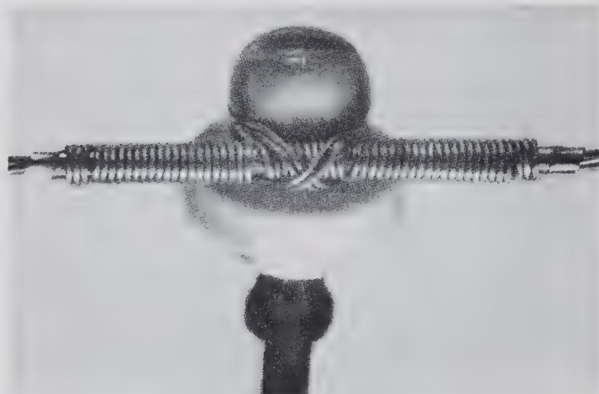


Fig. 4 - Legatura incrociata rafforzata.

L'apparecchiatura fu montata su due strisce di terreno lunghe circa 35 metri.

Le legature furono fatte sull'isolatore n° 25 (DIN VDE 8011). La corda era di alluminio di 35 mm² di sezione (DIN VDE 8201).

Le oscillazioni venivano generate da un elettromotore il quale mediante un eccentrico dava alla corda degli urti periodici, che avevano la stessa frequenza del periodo proprio di vibrazione della corda e determinavano quindi delle vibrazioni persistenti.

La frequenza ed il numero delle vibrazioni venivano lette con un tachimetro e un contatore, mentre l'ampiezza veniva misurata mediante un dispositivo ottico di lettura.

Alcuni metri prima e dopo l'isolatore la corda era tagliata e tenuta assieme mediante giunzioni a coni le quali potevano facilmente smontarsi. Dato che le rotture avvenivano solamente presso la legatura, era necessario così cambiare solo il corto spezzone intermedio tra le giunzioni. Poichè inoltre queste ultime si trovavano sempre allo stesso punto, la loro influenza sulla forma dell'oscillazione rimaneva sempre la stessa.

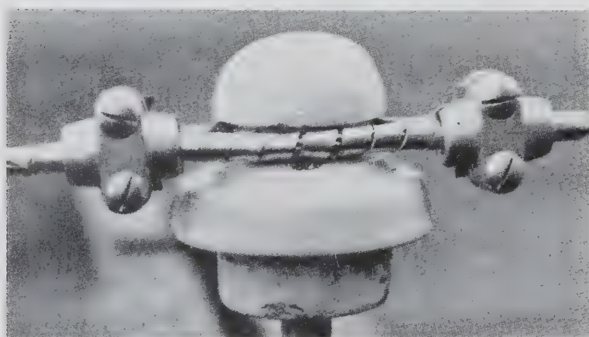


Fig. 5 - Collare in ghisa malleabile.

Si sollecitò la corda con una tensione statica di 4 kg/mm².

Le vibrazioni avevano una distanza nodale di circa 3100 mm ed una frequenza di 16 periodi al secondo.

Nelle prime esperienze si cominciò con un'ampiezza di oscillazione di 30 mm e nelle successive con ampiezza di 50 mm.

La corda veniva sottoposta in ogni prova prima a circa 2 milioni di vibrazioni della stessa ampiezza; in seguito la prova proseguiva aumentando l'ampiezza di 10 mm alla volta.

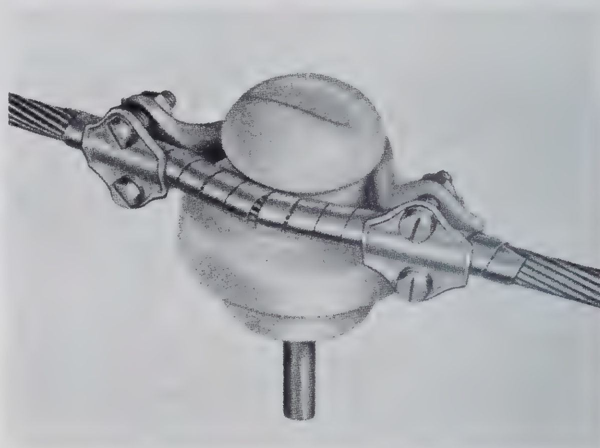


Fig. 6 - Collare in lamiera stampata di acciaio.

5) Legature sottoposte alle prove.

Le legature sottoposte alle prove sono rappresentate nelle figure da 4 a 10 ed i risultati ottenuti sono riportati nella tabella 1.

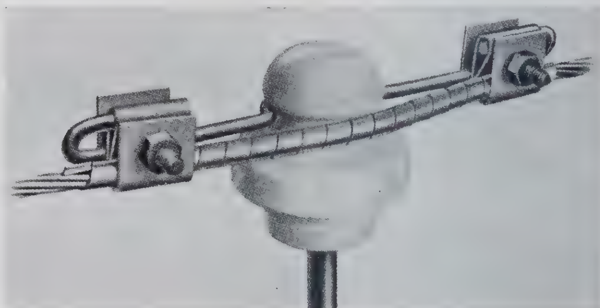


Fig. 7 - Collare in acciaio con morsetti ad « S ».

6) Risultati delle prove.

La prova preventiva n° 1 non deve venire considerata in quanto il filo di legatura aveva una debole resistenza meccanica. Le prove n° 12 e 13 vennero condotte su legatura incrociata rafforzata (fig. 4), per la quale venne usato filo più resistente, e dettero un migliore risultato. La legatura sopportò 2 milioni di vibrazioni da 50 mm e poi in un caso 0,45 e nell'altro 1,2 milioni di vibrazioni da 60 mm. Le rotture si ebbero nel filo della legatura.

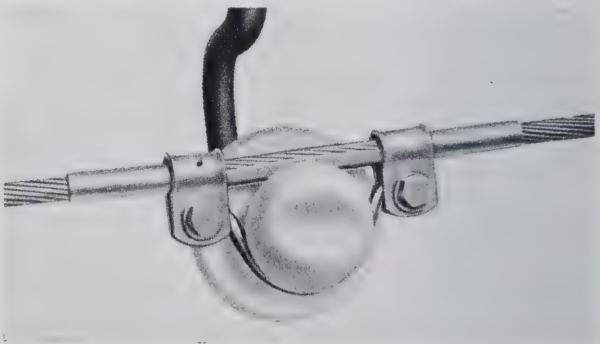


Fig. 8 - Collare in tondo di alluminio.

Il collare in ghisa malleabile (fig. 5), non si comportò male. I risultati, come per la legatura incrociata, sono straordinariamen-

TABELLA I.

Prova n.	Tipo di legatura	Numero delle vibrazioni in milioni per le diverse ampiezze in mm										N.° totale delle vibrazioni Milioni	Luogo della rottura	Osservazioni
		30	36	40	50	60	70	80	90	100	110			
1	Legatura incrociata rafforzata	4.32	—	6.00	—	—	—	—	—	—	—	10.32	Nel filo di legatura presso l'isolatore	Prova preliminare. Filo di legatura avente σ = 7 kg/mm²
12		—	—	—	2.00	0.45	—	—	—	—	—	2.45		Filo ∅ 2 mm σ = 10 kg/mm²
13		—	—	—	2.00	1.20	—	—	—	—	—	3.20		
2	Collare in ghisa malleabile	1.96	2.00	6.26	2.00	0.24	—	—	—	—	—	12.46	Nella corda prima del collare	Nastro 10 x 1 mm
3		—	2.00	1.99	2.31	1.51	—	—	—	—	—	7.81		Nastro 10 x 1 mm
8	Collare in lamiera di acciaio	—	—	—	2.10	2.17	2.00	2.00	0.04	—	—	8.31	Nella corda a metà del fissaggio	Lamiera d'acciaio stampata Nastro 10 x 1 mm
9		—	—	—	2.00	2.00	0.60	—	—	—	—	4.60		
4	Collare in acciaio con morsetti "S"	—	—	2.37	1.62	1.99	2.03	0.82	—	—	—	3.83	Nella corda a metà del fissaggio	Nastro 10 x 1 mm
5		—	—	2.07	2.04	2.05	2.06	2.00	2.01	2.09	—	14.32		
16		—	—	—	2.00	2.00	2.00	2.00	1.45	—	—	9.45		
6	Collare in tondo di alluminio	—	2.20	—	1.90	1.90	2.10	2.00	2.00	2.00	0.50	14.60	Nella corda a metà del fissaggio	Con viti e ricopertura in lamiera rigida di alluminio
7		—	—	—	2.20	2.05	2.04	2.04	1.97	2.05	0.34	12.66		
10	Fissaggio a staffa con morsetti	—	—	—	2.01	0.41	—	—	—	—	—	2.42	Nella staffa	Corda per la legatura in alluminio sez. 16 mm²
11		—	—	—	1.06	—	—	—	—	—	—	1.06		
17		—	—	—	2.00	0.80	—	—	—	—	—	2.80		
14	Legatura a staffa semplice	—	—	—	2.00	2.00	2.00	1.47	—	—	—	7.47	Nella corda a metà della legatura	Corda per la legatura in alluminio sez. 25 mm² Nastro 10 x 1 mm Filo legature ∅ 2 mm
15		—	—	—	2.00	2.00	2.00	1.40	—	—	—	7.40		

te d'accordo. Non si potè accertare un'influenza dei 6,26 milioni di vibrazioni di 40 mm di ampiezza.

Migliore fu il comportamento del *collare in lamiera di acciaio,* (fig. 6) il quale raggiunse nella prova n° 8, 0,04 milioni di vibrazioni con ampiezza di 90 mm, mentre nella prova n° 9 ne sopportò sino a 0,6 milioni con ampiezza di 70 mm. Comunque questa legatura potè venire sollecitata con vibrazioni di ampiezza maggiore della legatura precedente e quindi l'esecuzione della staffa in lamiera di acciaio costituisce un progresso.

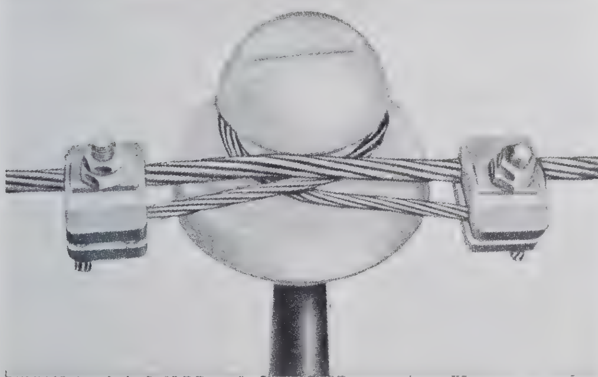


Fig. 9 - Fissaggio a staffa con morsetti.

Anche l'aspetto delle rotture fu diverso nei due casi. Con il collare in lamiera stampata la rottura si ebbe nella metà del fissaggio e la corda rimase trattenuta dal collare fortemente deformato, con l'altro la rottura si verificò prima del morsetto e perciò la coda cadde.

Molto buono dal punto di vista della tecnica delle vibrazioni è anche *il collare in acciaio con morsetti ad S* (fig. 7). Con questo si raggiunsero ampiezze di vibrazione di 80, 90 e 100 mm. Le rotture si ebbero a metà delle legature.

Il miglior comportamento si ebbe con *il collare in tondo di alluminio* (fig. 8) per il quale necessitarono 0,50 e 0,34 milioni di vibrazioni per avere la rottura con ampiezza di 110 mm. Si può spiegare questo fatto pensando che il fissaggio appoggia sull'isolatore in soli due punti e quindi può oscillare abbastanza liberamente quasi come si trattasse di un morsetto a sospensione.

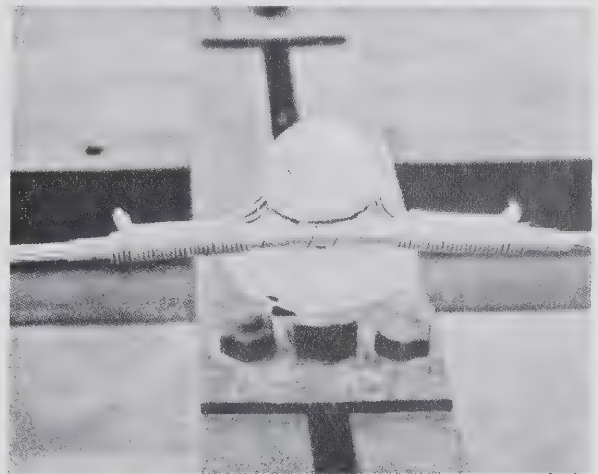


Fig. 10 - Legatura a staffa semplice.



Fig. 11 - Isolatore danneggiato dalle oscillazioni di un collare.

Con tutti i fissaggi massicci si notarono al termine dell'esperienza più o meno grandi abrasioni sull'isolatore (fig. 11).

Il fissaggio a staffa con morsetti (fig. 9) risultò un poco peggiore della legatura incrociata rafforzata. La rottura si ebbe sulla corda fungente da staffa.

La legatura a staffa semplice (fig. 10) si comportò di nuovo meglio raggiungendo, con ampiezze di 80 mm, 1,47 e 1,40 milioni di vibrazioni.

Riepilogando si può dire che i fissaggi a collare sono risultati riguardo alle vibrazioni uguali o migliori della legatura incrociata e che il collare in ghisa malleabile ed il fissaggio a staffa con morsetti (fig. 9) sono superati in bontà dalla legatura a staffa semplice.

Risulta quindi dalle esperienze che non si deve avere alcuna prevenzione contro l'uso dei collari che sono stati menzionati e che si trovano in commercio.

L'autore termina ricordando che questo ciclo di esperienze riguarda solo una parte della questione, dato che si sono considerate solo legature portanti sull'isolatore n° 95. Si dovranno quindi fare anche altre prove sul comportamento delle legature di amarro sullo stesso isolatore, e si dovrà inoltre sperimentare sull'isolatore per tensioni di 15 kV.

Queste esperienze si mostrano sin da ora molto importanti dato l'interesse che riveste la questione per le linee a media tensione.

L. BEN.

J. W. SMITH - **L'alluminio nei condensatori elettrolitici** - «Light Metals» I, pp. 94-95 (1938).

Tra le applicazioni industriali dell'alluminio probabilmente una delle più interessanti è la costruzione dei condensatori elettrolitici, largamente utilizzati dove sono richieste capacità relativamente alte e dove lo spazio è un importante fattore.

Tali condensatori sono semplicemente basati sul fatto che il deposito anodico sull'alluminio possiede delle particolari proprietà elettriche quando è prodotto in opportuni bagni elettrolitici e sotto speciali condizioni.

Esso è costituito da uno strato di ossido molto sottile ed e-

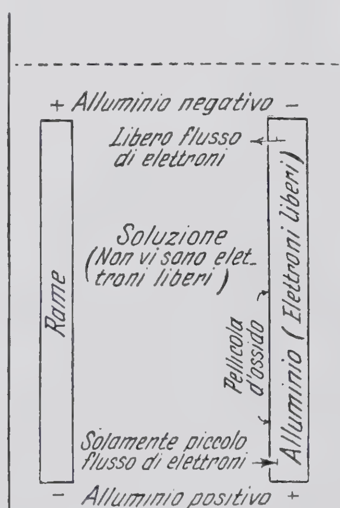


Fig. 1

stremamente duro. Il procedimento di deposizione elettrolitica avviene in ampi recipienti metallici connessi col polo negativo della sorgente elettrica a corrente continua e cioè costituenti il catodo, mentre l'alluminio viene collegato col polo positivo e costituisce l'anodo.

Se il trattamento viene fatto in una soluzione di borace e di acido borico in acqua distillata, si è trovato che la corrente che passa inizialmente attraverso il bagno è alta, ma in seguito decresce gradualmente e diviene quasi trascurabile. Ciò mostra che si è formata sull'alluminio una pellicola di ossido avente una elevata resistenza elettrica.

Tale pellicola è più sottile di quella formata con i procedimenti anodici usualmente impiegati per la protezione dell'alluminio, ed è inoltre così trasparente da venire resa visibile solo mediante i colori di interferenza che si osservano con luce incidente sulla superficie sotto convenienti angoli.

Se poi, dopo avere prodotta questa pellicola, si inverte la corrente e si rende l'alluminio negativo, la resistenza ritorna ad

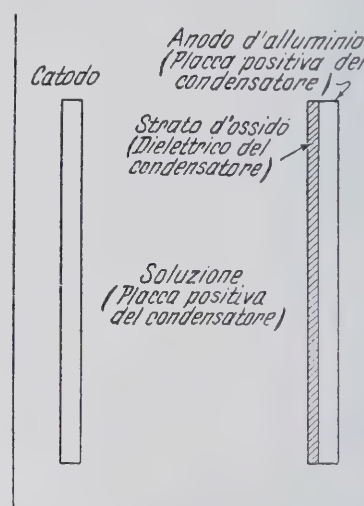


Fig. 2.

essere bassa, e se il recipiente metallico del bagno è fatto in materiale diverso dall'alluminio, la corrente continua a passare senza trovare più aumento di resistenza.

Invertendo di nuovo la corrente e facendo tornare l'alluminio positivo, dopo pochi secondi si raggiunge l'alta resistenza. Ciò dimostra che lo strato di ossido non era stato asportato nella prima inversione.

Si può concludere che l'ossido presenta una forte resistenza solo quando l'alluminio è positivo: in altre parole gli elettroni passano liberamente dal metallo alla soluzione attraverso l'ossido, ma non all'inverso.

La teoria di questo comportamento, per quanto sia stata oggetto di controversie, è senza dubbio connessa col fatto che il metallo contiene elettroni liberi e la soluzione no, cosicchè il passaggio di corrente negativa dalla soluzione all'alluminio richiede la scarica iniziale di ioni per produrre elettroni.

Il comportamento disimmetrico della resistenza dell'ossido ha applicazione nella rettificazione della corrente alternata. Usando un elettrodo di alluminio ed uno di carbone nella soluzione citata ed inserendo la cella così formata in un circuito a corrente alternata, si ottiene una considerevole rettificazione della corrente.

L'applicazione del principio esposto sembrò dovere ottenere degli ottimi risultati nella conversione della corrente alternata in continua. Non si raggiunse invece un pieno successo per un insieme di circostanze tra le quali la più importante fu il rapido sviluppo preso dalla valvola termoionica e dai raddrizzatori ad ossido di rame. Inoltre, la efficenza dei raddrizzatori ad alluminio diminuisce rapidamente con la sopraelevazione della temperatura, difetto comune anche ad altri raddrizzatori, e si incontrano grandi difficoltà a mantenere il riscaldamento al disotto di un certo livello, poichè la soluzione da usarsi ha una resistenza elettrica relativamente alta.

E' da ricordare anche la influenza nociva che hanno piccole impurità sul trattamento anodico e specialmente su quello in questione. Delle piccole quantità di cloruri, come ad esempio il comune sale da cucina, determinano un attacco chimico della

superficie con conseguente diminuzione della efficienza del condensatore e graduale disintegrazione dell'elettrodo.

Sullo stesso principio sono basati i condensatori elettrolitici. Sino dal 1900 ci si era accorti che il film anodico sottilissimo e molto resistente poteva essere usato in condensatori di grande capacità, provvedendo che l'alluminio fosse positivo rispetto all'altro elettrodo.

E' bene ricordare che in tali condensatori l'alluminio forma una delle placche mentre l'altra è costituita dalla soluzione.

Il secondo elettrodo serve soltanto per ottenere un contatto elettrico con la soluzione e può essere costituito da un metallo conveniente per quanto le proprietà fisiche e la resistenza alla corrosione possedute dall'alluminio lo rendano molto consigliabile a questo scopo.

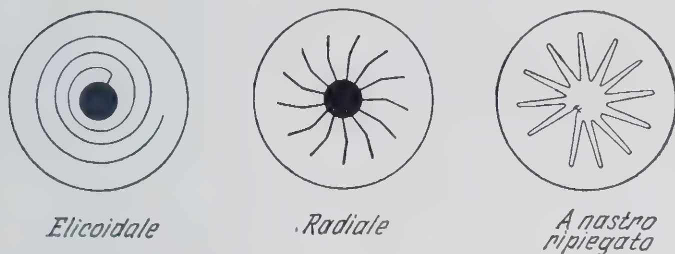


Fig. 3

Gli sviluppi maggiori nel campo di questi condensatori si sono avuti negli ultimi 10 anni.

Si possono considerare due categorie: i condensatori a liquido ed i condensatori a secco. Quest'ultima denominazione è ideale in quanto anche il funzionamento di questo tipo di condensatori dipende dalla presenza di un certo grado di umidità. Ciò corrisponde precisamente a quanto avviene nelle pile a secco.

Uno dei tipi comuni di condensatori a liquido è formato da un foglio di alluminio dello spessore di 20/100 trattato anodicamente ed avvolto ad elica attorno ad una bacchetta dello stesso metallo trattato. Il tutto è contenuto in un recipiente cilindrico ripieno dell'elettrolita costituito da acido borico e borace. La bacchetta interna ha le estremità uscenti dai fondi del cilindro in modo che rimangano isolate da esso.

Durante il funzionamento del condensatore si produce del gas. Per provvedere alla sua fuoruscita esiste su uno dei fondi del condensatore una specie di valvola di gomma con un sottilissimo foro che si apre solo quando la pressione interna ha raggiunto un certo limite, e che si richiude appena la pressione diminuisce.

La corrente trova resistenza a percorrere nell'elettrolita i diversi giri dell'elica. Per ridurre questa resistenza si creano nel foglio delle finestre. Nonostante questo, il condensatore ad elica ha una resistenza relativamente alta e di conseguenza un abbastanza alto fattore di potenza. Ciò determina un rendimento minore ed una tendenza al riscaldamento. In tipi più moderni si è eliminato questo inconveniente usando un anodo a forma di stella con alette radiali, oppure un anodo costituito da un nastro opportunamente ripiegato.

Queste costruzioni permettono un più facile passaggio della corrente. Per aumentare la superficie del condensatore si può praticare un attacco chimico prima del trattamento anodico o, nel caso dei tipi a nastro, imprimere meccanicamente una serie di piccole ondulazioni o intagliature. Con i metodi meccanici la superfice aumenta del 100% e con quello chimico persino del 300%.

Il condensatore a liquido ha la proprietà che per quanto a lungo vi venga applicata una tensione inferiore a quella critica, esso viene attraversato da una corrente minima. Se poi la tensione diviene più alta, la corrente aumenta fortemente. Ciò può essere utile quando la sorgente di energia è piccola, poichè in questo caso la tensione tende ad abbassarsi. Questa proprietà viene usufruita nei circuiti radio a scopo protettivo.

Quando la tensione scende al disotto della tensione critica, l'alta resistenza della pellicola anodica torna ad agire. Un tempo questa proprietà veniva utilizzata nella protezione contro i fulmini. Allorchè il dispositivo connesso con la placca di alluminio veniva colpito dal fulmine e si generava una sovratensione, si determinava una piccola resistenza verso terra, mentre nelle normali condizioni, ossia quando la differenza di potenziale era molto più piccola, il sistema rimaneva in effetti isolato.

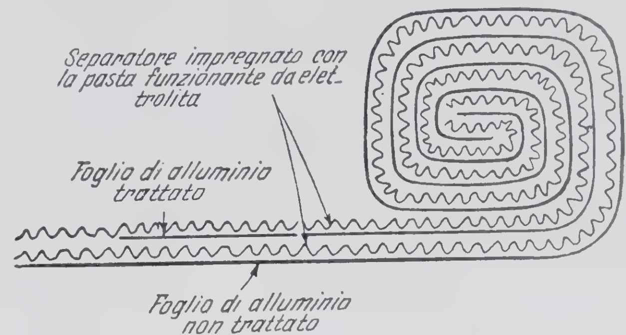


Fig. 4

Questa proprietà è posseduta solo parzialmente dal condensatore elettrolitico a secco. In esso l'alluminio è usato in fogli sottilissimi di spessore variabile da 5/100 a 8/100.

I fogli vengono trattati anodicamente con facilità, mediante un passaggio lento nel bagno. Una certa lunghezza di questo foglio trattato viene avvolto in una bobina chiusa assieme con un normale foglio di alluminio. I due fogli sono separati da uno strato di carta o di cotone impregnati con l'elettrolita, il quale è costituito normalmente da glicerina o glicol di etilene con acido borico e borato di ammonio. Questo preparato è liquido a caldo ed in queste condizioni viene applicato. Raffreddandosi diviene una pasta solida buona conduttrice dell'elettricità.

La pasta del condensatore a secco agisce come il liquido degli altri condensatori, mentre il foglio non trattato funziona nello stesso modo del serbatoio metallico.

Questo tipo di condensatore ha una resistenza inferiore degli altri e può venire montato in qualsiasi posizione, mentre i condensatori a liquido debbono sempre avere la valvola nella parte in alto. Inoltre per il loro piccolo fattore di potenza essi si riscaldano meno al passaggio della corrente alternata.

Il foglio di alluminio ossidato deve venire preso come positivo rispetto al foglio normale. La difficoltà di assicurarsi che questo avviene o che accidentalmente la polarità non si è invertita, ha fatto costruire il condensatore reversibile formato da due fogli entrambi ossidati. Bisogna ricordare che questo non può venire usato in corrente alternata, in quanto genera più calore di quello che può dissipare. Si sono però costruiti anche condensatori reversibili funzionanti in corrente alternata. Tali condensatori di capacità di 50-100 mfd. sono utilizzati ad intermittenza specialmente per migliorare le caratteristiche di avviamento di piccoli motori che debbono lavorare per brevi e frequenti periodi.

L. Ben.

IX - IMPIEGHI INDUSTRIALI

b) Trasporti

R. Théry - **Studi sul problema dell'alleggerimento nei trasporti - Il risparmio di peso nella costruzione navale** - «Mécanique» CCLXXV, pp. 255-259 (1937).

L'alleggerimento nelle costruzioni navali si può classificare in due modi:

1° Dal punto di vista delle sue applicazioni: scafo e strutture, apparato motore e di evaporizzazione.

2° Dal punto di vista della sua natura: a) utilizzazione razionale dei materiali soliti; b) impiego di nuovi materiali; c) applicazione di nuove tecniche costruttive.

a) - Utilizzazione razionale dei soliti materiali

Si invita il costruttore a analizzare attentamente le condizioni di carico per raggiungere in ogni struttura un carico molto vicino al massimo ammissibile e a realizzare in ogni dettaglio costruttivo la massima economia di materiale.

b) - Nuovi materiali.

Gli acciai speciali sono stati impiegati largamente in questi ultimi anni permettendo importanti guadagni di peso. Il loro impiego è stato però suggerito più per le alte qualità meccaniche, che per ragioni di alleggerimento. Le leghe di alluminio hanno trovato un impiego sempre maggiore nella costruzione di «plafonds», tramezzi, passerelle, pavimenti, scale, mobili, ecc. L'isolamento termico di alcuni locali è stato realizzato mediante «alfol», cioè lame d'aria separate le une dalle altre da sottili fogli di alluminio.

Negli apparati motore e di evaporizzazione le leghe leggere hanno trovato applicazione nella costruzione di elementi di «carters», volanti di manovra, tubi e accessori per la lubrificazione. Importante applicazione hanno avuto anche nella realizzazione di pistoni per motori a combustione interna, permettendo non solo un guadagno di peso nel pezzo, ma anche, per la alta conducibilità delle leghe di alluminio, un aumento di compressione e perciò a parità di potenza, un indiretto guadagno di peso.

L'impiego delle leghe leggere trova sempre maggior sviluppo nei pezzi di macchina non esposti a alte temperature e a possibili corrosioni. A questo proposito va notato che nel reparto macchine, dove le superfici sono di solito lubrificate o per lo meno ingrassate, il pericolo della corrosione è molto minore che nelle altre strutture della nave, esposte all'aria marina. Nel caso di lamiere verticali in lega di alluminio sui ponti scoperti, è buona norma di non farle discendere fino al piano del ponte, ma di farle terminare con uno zoccolo in lamiera di acciaio. Comunque non bisogna mai mettere a contatto una lega di alluminio con un altro metallo, nè debbono essere impiegate le leghe leggere senza speciali protezioni delle superfici.

c) - Applicazione di nuovi principi costruttivi.

La saldatura elettrica ha permesso di realizzare grandi economie di peso, poichè elimina tutte le sovrapposizioni necessarie per la chiodatura.

Non solo nella costruzione dello scafo, ma anche delle caldaie e degli apparati motore la saldatura trova largo impiego. L'applicazione di nuove tecniche e di nuovi principii ha portato notevoli diminuzioni di peso. Ricordiamo la sostituzione delle turbine ad ingranaggi a quelle ad attacco diretto, l'adozione di accoppiamenti più adatti, la sostituzione della caldaia a piccoli tubi a quella cilindrica. Nelle macchine alternative, l'iniezione meccanica in sostituzione del compressore, il maggior numero di giri, e infine tutti i perfezionamenti apportati, hanno ridotto di molto il peso per cavallo. La seguente tabella fornisce alcuni punti di riferimento:

		Potenza per macchina (HP)	Peso per HP (kg)
Incrociatore corazzato	(1898)	7500	63
Incrociatore leggero	(1922)	29.000	18
» »	(1928)	32.000	15,800
» »	(1931)	32000	13,500
» »	(1934)	44000	13 400
Caccia torpediniera	(1922)	23500	14,700
» »	(1931)	32000	11,850
» »	(1935)	45000	circa 11
Torpediniera	(1936)	28000	infer. a 11

Nella marina mercantile il guadagno di peso è molto meno ingente.

P. R.

M. I. Picard - **Studio sul peso del materiale ferroviario mobile** - «Mécanique» CCLXXV, pp. 260-262 (1937).

Il maggior «confort» e l'accresciuto coefficiente di sicurezza hanno fatto sempre più aumentare il peso per posto offerto. Soltanto dal 1930 in poi si è cercato di alleggerire le costruzioni ferroviarie, in vista dei vantaggi economici dell'esercizio. Infatti il vantaggio economico è considerevole non tanto per l'economia di combustibile derivante dall'alleggerimento dei carrozzoni, ma in quanto si può far fronte a una maggior richiesta di posti in determinati periodi dell'anno senza accrescere il numero delle corse, ma sfruttando quel maggior margine di eccedenza di carico che le costruzioni leggere lasciano alle locomotive a parità di altre condizioni.

I primi passi sulla via dell'alleggerimento sono stati fatti con l'applicazione dei metalli leggeri. Il duralluminio è stato adoperato per sportelli, rivestimenti interni; l'alluminio puro per soffitti interni; l'alpax per porte scorrevoli; varie leghe per accessori, ecc. Nel 1932 la Pullmann Car Company degli Stati Uniti ha costruito una vettura di lusso nella quale per lo «châssis» sono state utilizzate leghe di alluminio estruse; per parti di rivestimento pezzi fusi in alluminio. Si è così passati da una tara di 81 t a una tara di 44 t. Si sono anche applicati acciai ad alta resistenza per ridurre le sezioni e quindi il peso.

La sostituzione della chiodatura con la saldatura ha apportato importanti riduzioni di peso. In conclusione, per conseguire la massima leggerezza bisogna attentamente studiare le forme da dare al materiale in modo da evitare metallo sovrabbondante. Inoltre bisogna liberarsi dalle vecchie concezioni costruttive e proporre delle nuove soluzioni.

Ad esempio bisogna, nella cassa propriamente detta, interessare alla resistenza globale nel maggior modo possibile le pareti e il tetto della vettura, in maniera da pervenire ad una soluzione «tubolare», vantaggiosa non solo dal punto di vista della leggerezza, ma anche della maggiore rigidità della vettura.

L'alleggerimento nelle locomotive è limitato dalla necessità di avere un forte peso aderente. Comunque un alleggerimento dei pezzi animati da moto alternativo (bielle, pistoni, ecc.) mediante l'impiego di acciai speciali e di leghe leggere, porterà ad un miglior e più regolare funzionamento di tutta la macchina.

P. R.

Prof. UMBERTO FERRARI, Direttore responsabile. ARTI GRAFICHE STEFANO PINELLI - VIA BORDONI, 2 - MILANO

N. 3

MAGGIO - GIUGNO

1938

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Anno VII - N. 3 Maggio-Giugno 1938-XVI

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

Redazione, Amministrazione e Pubblicità:
Via Cappellari N. 2 - MILANO - Telefono N. 84-569

Un Numero separato . . Italia L. 10 - Estero L. 15
Abbonamento . . . . . " " 50 - " " 80
Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. 100 Estero L. 170



SOMMARIO

Le Memorie pubblicate nella Rivista vengono compensate.

CONSIGLIO DIRETTIVO

COMITATO DI REDAZIONE

REDAZIONE

CORRISPONDENTI ESTERI

Il disegno dei getti in rapporto alle caratteristiche tecnologiche delle leghe di alluminio ed alle caratteristiche meccaniche da ottenere

R. GUASTALLA

(Memoria premiata al Concorso indetto dalla Associazione Nazionale Fascista fra gli Industriali Metallurgici)

Class. Dec. 621.74 : 669.71

Richiamandosi alle specifiche caratteristiche meccaniche e tecnologiche delle leghe di alluminio, si espongono brevemente i criteri di massima, in base ai quali il progettista procederà alla scelta della lega più adatta e alla elaborazione del disegno dei getti in lega leggera, in relazione al tipo di sforzo e di lavoro cui la struttura è chiamata a rispondere nel pratico impiego.

Il crescente sviluppo della produzione e del consumo di leghe di alluminio nel mondo, in questi ultimi anni, è messo in chiara evidenza, senza bisogno di speciali illustrazioni, dai diagr. riportati nelle figg. 1 e 2.

Il particolare interesse che assumono per il nostro Paese povero di rame e di ferro, ai fini della realizzazione del programma autarchico, l'alluminio e il magnesio, giustificano pienamente lo sforzo che molte industrie sopportano per favorirne, talvolta con sacrificio, la diffusione nel settore meccanico metallurgico, attraverso la ricerca di nuovi campi di applicazione.

Ai fini di una giusta e razionale applicazione delle leghe leggere, è necessario tener presente i seguenti fattori:

1) la scelta della lega più adatta al tipo di sollecitazione e di lavoro a cui è destinata la struttura da progettarsi;

2) il disegno più consono alle peculiari caratteristiche meccaniche e tecnologiche dei materiali impiegati;

3) le modalità con le quali deve essere curata la messa in opera delle strutture così progettate.

La scelta della lega piu' adatta.

La scelta della lega più adatta presenta difficoltà notevoli, in quanto deve essere fatta a ragion veduta, attraverso l'esame di tutte le proprietà del materiale, messe in relazione con il tipo di sforzo cui è chiamata a resistere la struttura, e con la forma che a quest'ultima viene imposta dal calcolo e dalle esigenze di impiego.

Allo stato attuale delle cose, le proprietà meccaniche di una lega vengono giudicate dal progettista valendosi del semplice rilievo della resistenza alla trazione e dell'allungamento percentuale su una o più barrette normali di prova.

Poichè la pratica ha in molti casi portato a constatare che il comportamento in funzionamento non è strettamente legato al valore della resistenza a trazione, diventa particolarmente difficile procedere, sulla scorta di questi dati, alla scelta del materiale più appropriato per ottenere la massima resistenza unitamente al minimo peso.

Infatti poichè è ormai dimostrato che la maggior parte delle rotture che si verificano su organi molto sollecitati, hanno luogo per fessurazione progressiva dovuta a fenomeni di fatica, viene messa in rilievo la necessità di considerare accanto alle caratteristiche meccaniche statiche di una lega, anche le sue caratteristiche dinamiche.

L'esame delle tabelle 1, 2, 3 e 4, rispecchianti le caratteristiche fisiche e meccaniche delle principali leghe fuse di alluminio, mostra che i massimi valori ottenibili sono abbastanza vicini a quelli della ghisa e di alcuni bronzi comuni, mentre sono abbastanza lontani da quelli attribuiti agli acciai fusi normali e speciali.

Infatti la massima resistenza alla trazione si riscontra per la lega RR 53 con 28-36 kg/mm^2; il massimo allungamento per la lega GAl-Mg con 8%; la resistenza a flessione rotante non è molto diversa, in pratica, da lega a lega, oscillando fra 4,5-5,5 per la lega GAl-Zn-Cu e 9,6-11 per la lega GAl-Si-Mg; il modulo elastico è abbastanza costante variando fra 6800 e 8000.

E' facile perciò convincersi che tutte le caratteristiche meccaniche sono, in senso assoluto, qualora non si tenga conto del basso peso specifico, relativamente ridotte.

Il basso modulo elastico delle leghe di alluminio è da tenersi presente, in quanto può rappresentare un vantaggio quando si tratti di strutture sollecitate a sforzi dinamici, nelle quali entri in gioco l'attitudine ad assorbire lavoro di deformazione elastica, ottenendosi, a pari carico e con sezioni simili, per una lega di alluminio deformazioni circa triple di quelle di una lega di ferro.

Per contro, nel caso di sollecitazioni normali statiche, al minor modulo elastico corrisponde una maggiore

deformabilità, a cui consegue la necessità di irrigidire le strutture con opportuni accorgimenti.

La conoscenza del limite elastico di un materiale può essere un efficace dato di orientamento nella scelta in quanto può fornire un'idea abbastanza chiara del coefficiente di sicurezza da adottare e quindi del grado di sfruttamento del materiale.

E' opportuno notare che le leghe leggere non accusano, nel diagramma carichi allungamenti, alcun punto di deflessione; contrariamente a quanto accade, per esempio, per gli acciai, la curva, partendo dall'origine delle coordinate, prosegue continua (fig. 3 e 4). Per i materiali di questo tipo l'industria ha normalizzato il carico al limite elastico in corrispondenza di un allungamento permanente del 0,02 %, e il carico al limite di snervamento in corrispondenza di un allungamento permanente del 0,2 %.

Come già si è fatto cenno, le caratteristiche statiche non sono sufficienti a dare un'idea del probabile comportamento pratico di un determinato materiale, in quanto bisogna conoscere anche l'attitudine a sopportare urti e vibrazioni di segno variabile e succedentesi con frequenza determinata: su queste proprietà si possono ottenere dati orientativi attraverso il rilievo della resilienza, della resistenza a fatica, ecc.

Il progettista, in possesso dei vari elementi esaminati, deve essere in grado di valutarli in modo da utilizzarli per il progetto.

L'ulteriore esame delle tabelle riportate mette in rilievo, fra l'altro, il notevole numero delle leghe adottate industrialmente che, spesso equivalenti fra loro, si presentano al costruttore coi nomi più vari e talvolta strampalati, contribuendo ad aumentare le difficoltà e i dubbi connessi alla scelta del materiale più appropriato.

Come si comporterà, per esempio, un materiale duro e fragile in confronto di un altro duttile e plastico? E' uguale scegliere una lega di elevata durezza e con basso o bassissimo allungamento e quindi, in generale, con poca attitudine a resistere all'urto? A quale di queste caratteristiche antitetiche è opportuno dare la preferenza?

A queste domande si può rispondere considerando che nel pratico impiego una fragilità, anche relativamente elevata non è molto dannosa per molte applicazioni (e fra queste si possono considerare per esempio i basamenti per motori, le teste dei cilindri, i pistoni, le ruote, ecc.), tanto più se si tien conto che spesso al conseguimento di una sensibile tenacità corrisponde una diminuzione delle caratteristiche di resistenza a fatica.

Considerando che tutte le leghe leggere presentano in generale valori della resilienza abbastanza ridotti in valore assoluto, facciamo notare che una tenacità molto

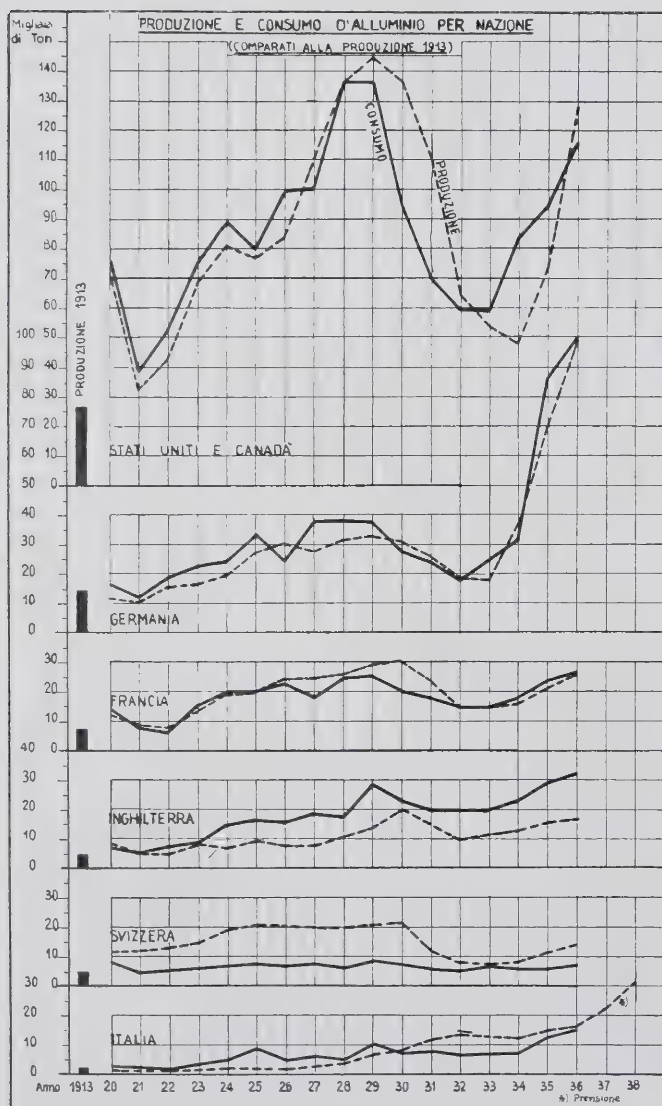


Fig. 1

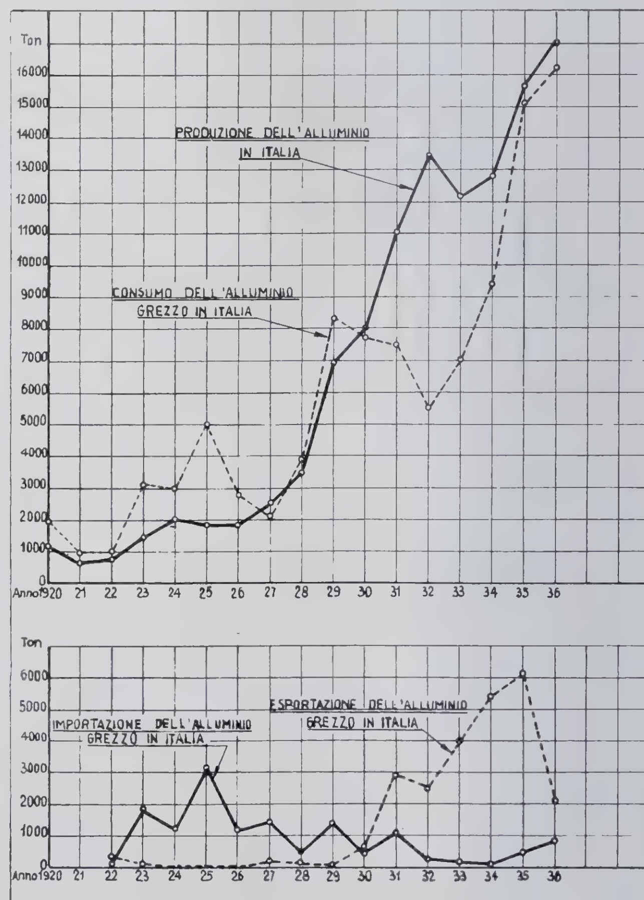
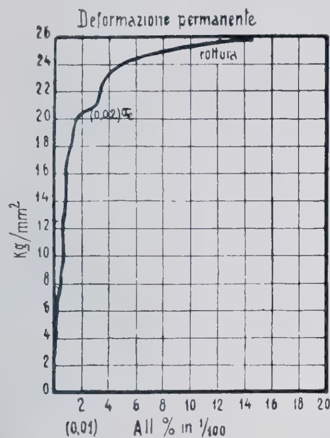
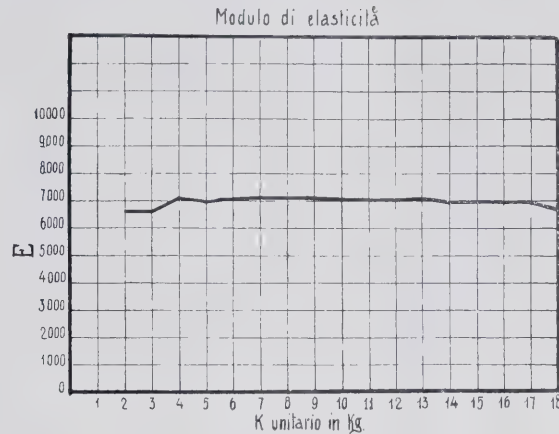


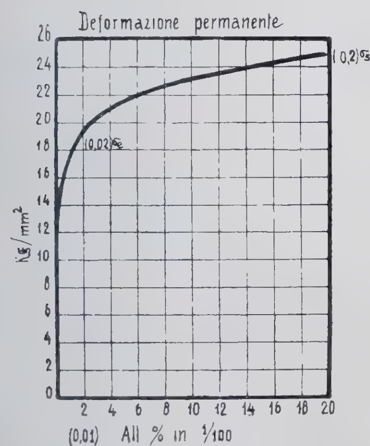
Fig. 2

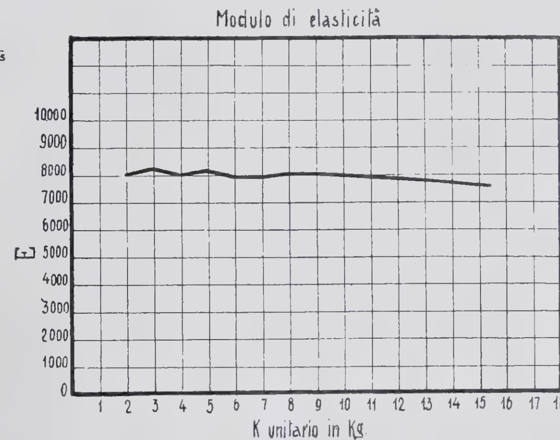
Provino in lega Y bonificata.





Provino in lega Silumin γ bonificata.-





Figg. 3 e 4

elevata è necessaria in pratica solo in quei casi nei quali si prevede il verificarsi saltuariamente di sforzi anormali elevatissimi, non preventivabili in sede di progetto, cosa che accade raramente nell'impiego comune.

Quanto sopra non deve essere interpretato nel senso che la fragilità della lega adottata sia un fattore trascurabile, in quanto è certo che, qualora raggiungesse valori bassissimi, porterebbe ad un materiale così fragile da rendere problematica non solo la lavorazione meccanica del getto, ma addirittura il suo maneggio durante le varie fasi del ciclo tecnologico.

In altre parole è sufficiente in pratica che alle migliori caratteristiche statiche e dinamiche corrisponda una certa plasticità, cioè una certa tenacità, sia pure minima, del materiale avanti rottura.

In tal modo ci si assicura che le sollecitazioni anormali imprevedibili (tensioni interne derivate dalla fusione, dai trattamenti termici, dal montaggio, localizzazioni o punte di carico in corrispondenza dei raccordi od attorno ad eventuali difetti) rimangano inferiori ai valori da considerarsi pericolosi. La plasticità richiesta deve essere la minima indispensabile per realizzare tali condizioni, ossia non è necessario per le ragioni anzidette, che raggiunga valori molto elevati, essendo sufficiente per molte applicazioni della pratica un allungamento di 0,8-1,5% per garantire un buon comportamento durante l'impiego.

Concludendo, si può dire che la scelta del materiale più adatto per una determinata struttura dovrà essere fatta, seguendo i concetti più sopra esposti, a seconda che si verifichi una delle seguenti condizioni di carico:

a) Se il carico da assorbire non ha un valore *costante* e le sollecitazioni *massime* si verificano con una *frequenza* molto elevata, è conveniente prendere in considerazione un materiale con buone caratteristiche alle sollecitazioni dinamiche e ad elevato limite di snerva-

Caratteristiche meccaniche rilevate su provini in Idronalio 7 fusi in conchiglia

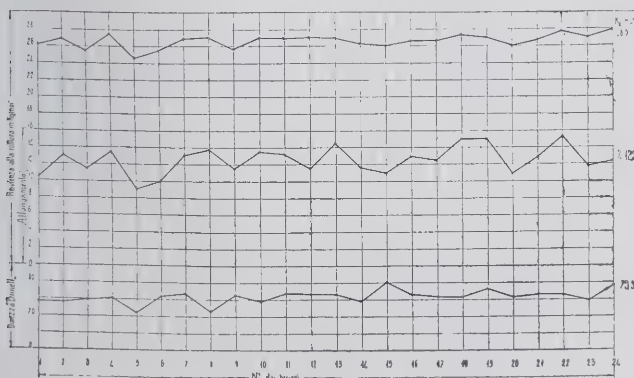
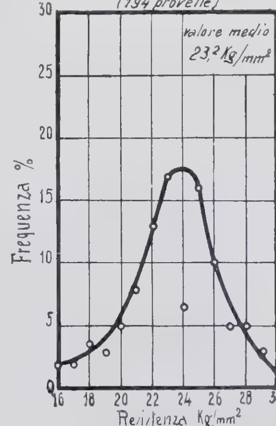


Fig. 5

Curve di frequenza



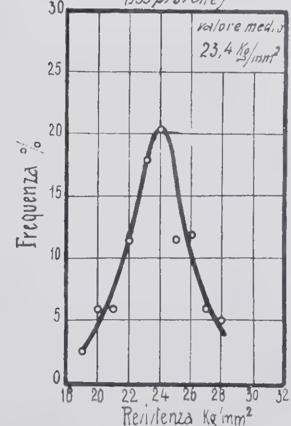


Fig. 6

TABELLA I. - Caratteristiche fisiche e meccaniche delle leghe di alluminio da fonderia.

Denominaz. secondo DIN 1713	Lega	Stato		Limite di elasticità 0.02 % kg/mm²	Limite di snervamento 0.2 % kg/mm²	Carico di rottura kg/mm²	Allungamento %	Durezza Brinell kg/mm²	Modulo di elasticità kg/mm²	Peso specifico	Intervallo di fusione °C	Temperatura di colata °C	Ritiro %	Conduttività termica cal/cm. sec. °C	Dilatabilità termica cm/cm °C 10^{-6}	Resistenza alla fatica macchina Schenk kg/mm²
	Alufont II	Terra	*TN	8—11	10—13	15—18	2.5—1.0	55—65		2.8	640—525	680—720	1.25		22.0	7.5—8.5
		»	TD	13—16	18—22	24—28	3.0—1.5	85—95								8- 9
		»	TM	23—26	26—30	30—34	1.5—0.8	95—105								8—9
		Conchiglia	CN	10—13	12—15	18—22	2—1	65—75				680—720				10 Mill.
		»	CD	17—20	22—26	25—30	2—1	90—100								Lastw.
		»	CM	26—29	28—32	31—36	1.5—0.8	100—110								
GAl-Cu	Lega americana	Terra		3—4	6—10	12—16	3—5	50—70		2.9	640—544	700—720	1.25	0.340	24.6	6—6.5
		Conchiglia			8—12	12—18	2—3	60—75					1.40			10 M. L.
		Sotto pressione				20—22	1.5—2	60—75								
GAl-Mg-Si	Anticorodal	Terra	TN	7—10	10—13	14—18	3—1	60—70	6800—7200	2.7	640—560	680—720	1.3—1.4	0.30—0.40	23.0	6.5—7
		»	TD	10—13	15—18	17—25	4—2	70—80								7—7.5
		»	TM	15—18	22—29	23—30	1.5—1.0	85—100								7—7.3
		Conchiglia	CN	8—11	12—16	15—20	5—1.5	60—80				680—720				10 M. L.
		»	CD	12—15	16—19	20—27	5—2	70—90								
		»	CM	22—25	24—29	25—30	2—1	90—105								
GAl-Mg	BS - Seewasser	Terra omogeneizzata			10—12	22—24	5—4	80		2.6	620—540	700—740	1—1.3			
		Conchiglia »				24—30	14—10	90			620—540	700—740				
GAl-Zn-Cu	Lega tedesca	Terra			6.5—7.5	12—18	2—5	~ 60		3.0	630—530	680—700	1.35	0.315	24.0	4.5—5.5
		Conchiglia			8—10	12—20	1—2	~ 65					1.50			10 M. L.
GAl-Mg	Idronalio	Terra	Hy 5	7—7.5	9.5—10.5	17—19	4—8	~ 58		2.63	620—560	680—750	1—1.3			6
		»	Hy 51	6—6.5	9—10	17—19	2.5—5	~ 65								6
		»	Hy 71	8—9	11.5—12.5	16.5—18.5	2—3	~ 75		2.6	620—650					6
		Conchiglia	Hy 7	8.5—9.5	12—14	24—28	12—16	~ 70								~ 6
		»	Hy 71		12—14	22—26	5—8	~ 80								~ 6
		»	Hy 9		12—15	22—26	5—10	~ 80		2.6	600—530					~ 7
		Sotto pressione	Hy 9			20—24	1.5—2.5	~ 90		2.6	600—530					10 M. L.
GAl-Mg-Mn	KS - Seewasser	Terra		6.5	9	16—20	3—7	55—65		2.7	640—590	720—760	ca. 1.3	0.346	23.0	7
		Conchiglia		6.5	9	16—20	3—7									10 M. L.
		Sotto pressione				23—28	1.5—2									
GAl-Si-Cu	Silumin	Terra			9—10	17—20	4—2	60—65	[1]) 7800	2.65		700—750	1—1.4	0.32	22	5.6
		Conchiglia			13—14	23—25	3—2	75—85								9.5
																20 M. L.
	L IV	Terra non trattata			8—10	12—20	~ 4	55—70		2.75	640—525	700—720	1.3	0.34	23.0	
		» trattata			12—18	16—25	~ 10	80—90								
		Conchiglia non trattata			8—10	17—25	~ 4	70—80								
		» trattata		7—10	15—25	20—30	~ 10	90—110								
GAl-Mg-Mn	L 15 III	Terra non trattata			10—15	12—17	3—8	40—60	6800—7200	2.7	650—600	690—720	1.3	0.36	23.0	
		» trattata				16—23	0.5—5	70—100								
		Conchiglia non trattata				13—18	3—8	40—60								
		» trattata		~ 7	15—20	18—25	0.5—5	70—120								
GAl-Cu	Neonalio	Terra			11—15	17—20	1.2—0.3	80—120		~ 2.9				22		
		Conchiglia			15—22	18—24	0.5—0.2	90—120								
GAl-Mg	Nüral	Conchiglia				23—26	5—10	70—80		2.6		680—750	1.2	0.30	20	
		Sottopressione				20—22	~ 1.5	70—95					0.5—0.7			

GAl-Mg-Si	Nüral 43	Terra			12—17	2—5	42—50		2.7		750—770	1.1—1.3	0.38	22.5	
		Conchiglia			13—18	3—6	45—55					1			
		Sotto pressione			14—20	3.5—5.5	50—60					0.4—0.6			
GAl-Mg-Si	Pantal 5	Terra normale		10—13	13—17	1—3	60—70		2.7		700—750	ca. 1.3			
		» trattata		15—25	17—25	4—1	90—100								
		Conchiglia normale		12—16	15—20	1.5—4	60—70								
		» trattata		16—23	20--28	5—1	90—100								
GAl-Mg-Mn	Peraluman 2	Terra	4—7	6—6	13—16	6—3	40—50		2.7	640—525					6.0—6.5
		Conchiglia	5—8	8—10	16—19	6—4	50—60								10 Mill.
															Lastw.
GAl-Mg	Peraluman 7	Terra		10—13	17—19	4—2	60—70		2.6	620—560	720—760	1.2			~ 6.5
		Conchiglia		11—14	22—26	8—4	65—75								10 M. L.
	RR 50 Hiduminiun	Terra non trattata		10—18	15—18	2—5	55—65	~ 7150	~ 2.7	635				22	
		» trattata		15—18	18—20	1—3	70—75			(limite					
		Conchiglia non trattata		10—13	18—20	3—7	70—75			superiore)					
		» trattata		17—22	20—25	2—6	75—85								
	RR 53 Hiduminiun	Terra non trattata		12—15	17—19	1—2	70—80		~ 2.7	635				22	
		» trattata		23—28	25—30	0.5	125—140								
		Conchiglia non trattata		12—15	19—21	0.5—1	75—85								
		» trattata		26—33	28—36	0.3—0.6	136—150								
GAl-Si	Silumin	Terra		8.5—9	17—20	4—8	55—60	7600	2.65	570	700—750	1.0—1.4	0.37	22	4.7
		Conchiglia		12—13	23—25	3—5	70—75								8.1
		Sottopressione			25—30	2—5	80—90								
GAl-Si-Mg	Silumin Beta	Terra		9—10.5	17—20	2—5	55—65	7800	»	»	»	»	»	»	6.7
		Conchiglia		13—15	23—28	2—3	75—85								10.0
		Sottopressione			25—30	1—2.5	75—05								
GAl-Si-Mg	Silumin Gamma	Terra normale		11—15	19—22	4—1	65—75	8000	»	»	»	»	0.32	»	9.6
		Conchiglia normale		15—22	25—28	3—1	80—95								11.0
		Sotto pressione norm.			30—37	1—1.5	110—130								20 M. L.
	(Silumin - rame)	Terra trattata		18—25	25—29	4—0.5	80—100								
		Conchiglia		20—28	26—32	1.5—0.5	85—110								
GAl-Mg	Stalanio	Terra		11—12	16—18	4—3	60—65		~ 2.6	625—650		1—1.3	~ 0.34	~ 24	
		Conchiglia		12—15	22—25	12—6	70—80		~ 2.6	600—530					
		Sotto pressione			23—27	2—1	75—85		~ 2.6	610—530					
GAl-Mg-Mn Titan - Seewasser TiS: come KS - Seewasser															
GAl-Mg	Titan-Sond Seewasser TSS 3	Terra indurita	11.3	14.5	21—25	2—8	75—90	6800—7200	2.67	640—600					9
		Conchiglia indurita			24—32	6—15	80—90								10 M. L.
	TSS 5	Terra	6.5	9	16—20	3—7	55—65		2.63	630—580					
		Conchiglia	7.2	9.8	21—25	5—17	55—65								
		Sottopressione			23- 28	1.5—2	55—55								
	TSS 8	Terra omogeneizzata	11	14	18—24	2—7	75—85		2.60	625—540					
		Conchiglia »	11.5	14	24—28	6—11	75—85								
		Sotto pressione			24—28	6—11	75—85								
GAl-Cu-Ni	Lega Y	Terra non trattata			16—19	0.6—0.3	85—95		2.8	640—550	720—740	1.3			~ 8.5
		» trattata		18—22	23—27	0.8—0.3	90—100								10 M. L.
		Conchiglia non trattata			21—25	1.0—0.3	95—105								
		» trattata		20—23	24—30	1.0—0.5	95—105								

* T = terra; C = conchiglia; N = non trattata; D = trattata semiduro; M = trattata max. durezza.

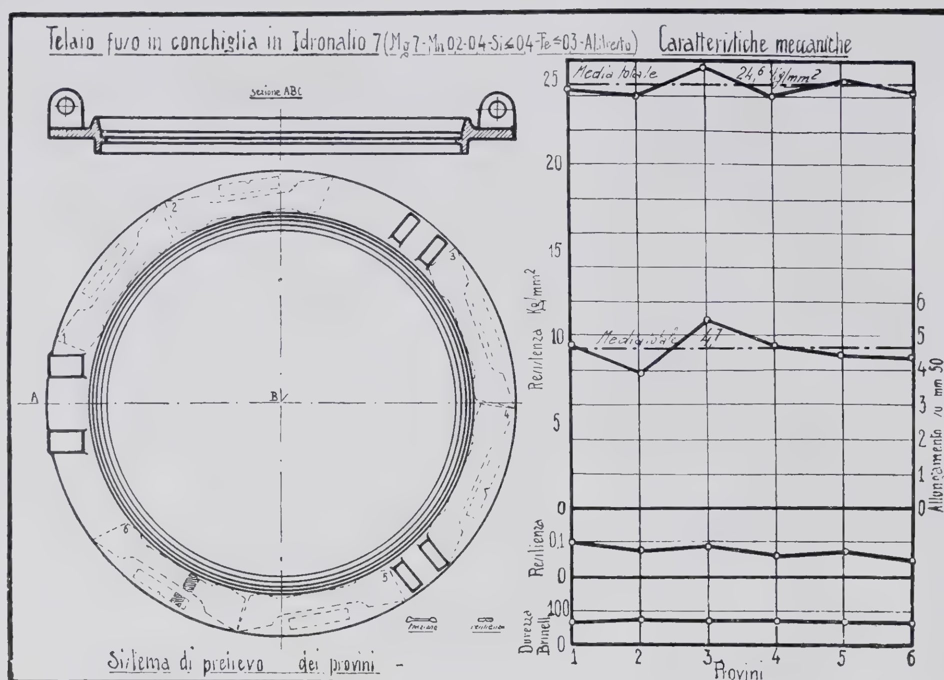


Fig. 7

mento, mentre non è necessario un forte allungamento. In generale, tali materiali sono più sensibili alle localizzazioni di carico e di ciò si dovrà tener conto nel disegno (duralite, Idronalio 9, lega Y).

b) Se durante l'impiego si possono verificare sovraccarichi occasionali, si deve dare la preferenza ad un materiale con elevata attitudine ad assorbire azioni di urto ossia tenace (resilienza elevata) e con elevato allungamento (Silumin, Idronalio 7, ecc.). Poichè in generale in queste leghe la resistenza a rottura, il limite elastico e di snervamento sono più ridotti, ne risulta la necessità di tenerne conto, ricorrendo ad un più ampio dimensionamento nel disegno .

c) Infine i materiali del tipo *b*) sono da prendersi in considerazione anche in quei casi in cui si preferisce che deformazioni di una certa entità denuncino in tempo utile, attraverso una deformazione permanente, gli eventuali sovraccarichi, prima che abbia luogo la rottura (ceppi per freno).

Le considerazioni finora esposte presuppongono che le caratteristiche vengano rilevate su barrette normali; esse non tengono conto in nessun modo di quanto si verifica in pratica, quando si passi a considerare il materiale trasformato in getto, comunque complesso in relazione alle esigenze imposte dal disegno, dalle dimensioni, dagli ingombri a disposizione, dalla necessità di ottenere una determinata resistenza, dal montaggio.

La barretta di prova, di qualunque tipo essa sia, costituisce sempre un caso assolutamente ideale di getto ben alimentato, a sezione sensibilmente uniforme e di limitate dimensioni, tali da garantire le migliori condizioni di colata, per realizzare la massima omogeneità fisica e meccanica nei vari punti. Dall'esame delle figg. 5 e 6, è facile convincersi tuttavia che, pur in questo caso, le cui condizioni peraltro si potranno molto raramente realizzare in pratica, hanno luogo delle dispersioni più o meno forti dei valori rispetto al valore medio, in relazione con la natura della lega e con la inevitabile variazione delle condizioni di colata.

Tale variazione dovuta all'influenza dei così detti fattori imponderabili di fonderia è tanto più sensibile, quando si lavori in condizioni pratiche, su getti riprodotti in serie, per i quali le dispersioni accennate possono assumere valori cospicui, in relazione anche alla complessità del getto.

La cui influenza è facilmente spiegabile quando si pensi a come agisce il ritiro del metallo nel passaggio dal liquido al solido; l'impossibilità di realizzare, in relazione alla forma, un raffreddamento isotermico su piani orizzontali, determina in generale il crearsi di tensioni interne che spesso si risolvono in cricche o screpolature negli assestamenti che hanno luogo fra le parti raffreddate per prime e quella ancora allo stato fluido o comunque più calde e quindi più fragili.

Si cerca di ottenere le migliori condizioni valendosi dell'uso ra-

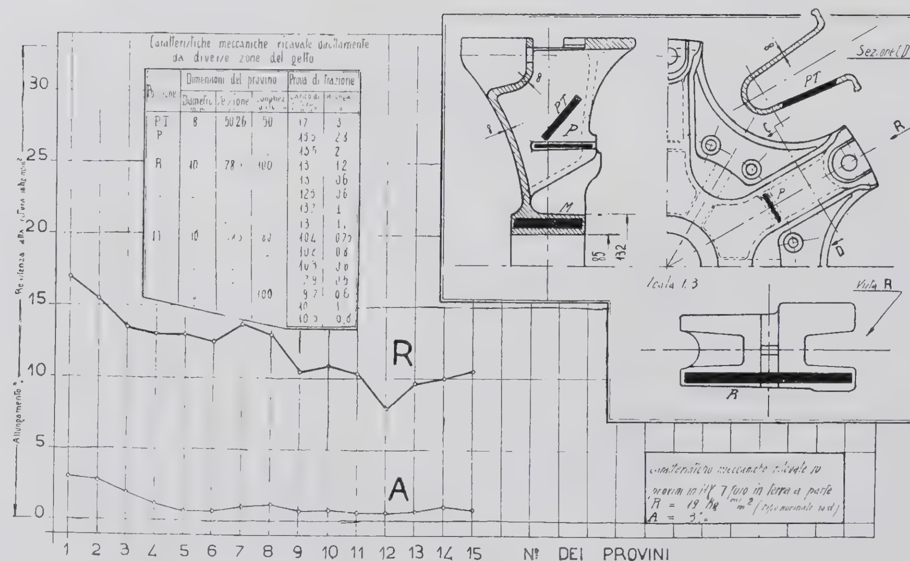
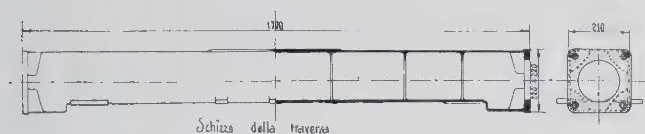
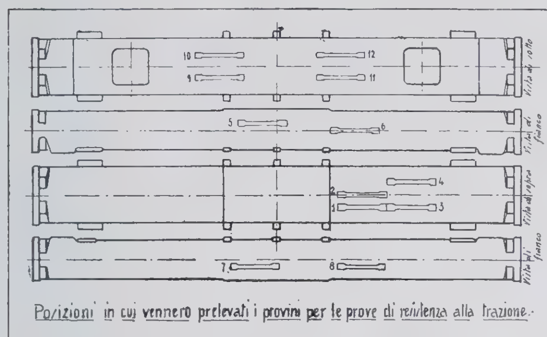


Fig. 8

Caratteristiche meccaniche rilevate su provini ricavati da 2 traverse identiche fuse in terra rispettivamente in Idronalio 51 e KS-Seewasser.





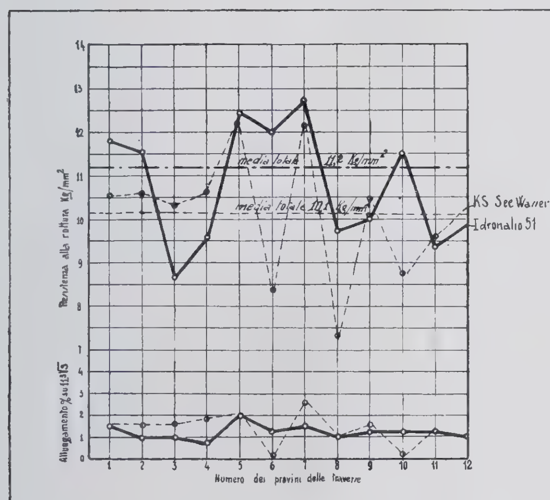


Fig. 9

zionale di colate materozze montanti refrigeranti; è difficile però, salvo nel caso di forme semplicissime, evitare la presenza di tensioni interne microrisucchi rarefazioni di materiale che, formandosi durante il processo di solidificazione, danno luogo a valori delle caratteristiche meccaniche molto dispersi fra loro e spesso molto lontani da quelli rilevati su provini della stessa lega colati a parte.

Poichè alla realizzazione di questi risultati contribuiscono sensibilmente le proprietà tecnologiche del materiale si dovrà dare la preferenza, fra le varie a disposizione, a quella lega che a parità di condizioni, si presta ad essere trasformata più facilmente in fonderia.

In altre parole è più conveniente ottenere sul getto caratteristiche relativamente basse, ma sensibilmente uniformi nelle varie zone e vicine ai valori delle barrette normali colate a parte, piuttosto che caratteristiche che, pur presentandosi elevate in determinate parti, sono affette da forti dispersioni da punto a punto, tali da non dare che scarse garanzie sul comportamento del getto nel suo complesso durante l'impiego.

La fig. 7, che si riferisce ai valori della resistenza e dell'allungamento rilevati su provini ricavati da un telaio di portellino per nave fuso in conchiglia in Idronalio 7, mostra come sia possibile realizzare con una forma abbastanza semplice e valendosi di una lega adatta, caratteristiche molto omogenee e sensibilmente vicine, almeno per il carico di rottura, a quelle delle barrette normali colate a parte (figura 5).

La fig. 8 mostra l'influenza che ha una forma complicata per la stessa lega fusa in terra; l'esame del diagramma relativo è abbastanza istruttivo, in quanto pone in rilievo la variazione delle proprietà meccaniche in funzione della posizione dei vari punti e quindi in relazione alle condizioni di solidificazione realizzate durante la colata.

La fig. 9, infine, mostra la stessa influenza per un getto di forma complicata, fuso in terra, rispettivamente in Idronalio 51 e in KS - Seewasser; la maggiore dispersione che si verifica per il KS - Seewasser in confronto all'Idronalio ha particolare interesse, in quanto chiarisce l'importanza che ha, a parità di condizioni, la scelta della lega più facilmente trattabile in fonderia.

Come risulta da quanto è stato esposto, la distinzione del sistema di prelievo delle barrette di prova non presenta solo importanza formale, ma bensì sostanziale agli effetti dei valori delle caratteristiche meccaniche. Infatti le barrette colate a parte tendono esclusivamente a controllare il materiale, indipendentemente dalla forma del getto e quindi prescindendo quasi totalmente dalle caratteristiche tecnologiche della lega; le barrette ricavate direttamente da varie zone di un getto hanno esclusivamente valore orientativo e danno un'idea, specie nel periodo sperimentale e durante la messa a pun-

Le frecce indicano gli apparecchi misuratori.

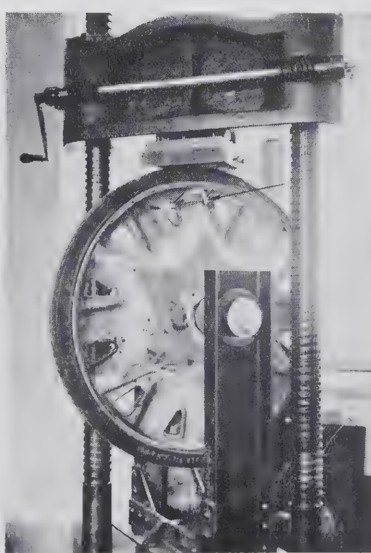


Fig. 10



Fig. 11

TABELLA 2 - Denominazione delle leghe di alluminio nelle varie nazioni.

Germania Din 1713	Svizzera	Francia	Inghilterra	Italia	U. S. A.
Al-Cu-Mg	Avional	Duralumin ∼ Aldal ∼ Almag	Duralumin 2 L 1, 2 L 3	Avional Adriatical D	17 a
Al-Cu-Ni		Lega Y-RR (Iduminium)		Lega Y-Duralite	∼ 18 a
Al-Cu					25 a
Al-Mg-Si (Aldrey)	Anticorodal (Aldrey)	∼ Almasilumin (Almélec, Alûcable)	(Silmalec)	Anticorodal-RE2 (Aldrey)	∼ 215 ∼ 4 a (∼ 51 a)
Al-Mg	∼ Peraluman	∼ Alumag ∼ C 501	Birmabright M.G.7, RR 66	Peraluman Idronalio	
Al-Mg-Mn	Peraluman 2	Thalassal = KSS		Peraluman 2 K. SS.	
Al-Si					
Al-Mn	Aluman	∼ Manganal	60 A	Aluman	3 a
GAl-Cu	Lega Americana		L 11, 3 L 11 4 L 11	L 8 T - L 8 N	12 SAE 30
GAl-Zn-Cu	Lega Tedesca		L 5, 2 L 5 3 L 5, 4 L		∼ 6 SAE 31
GAl-Cu-Ni		Lega Y		Lega Y-Duralite	142
GAl-Si	Silumin	Alpax	Alpax, Birmasil Wilmil M. V. C.	Silumin- (Alpax Italsil Silicalfa)	47
GAl-Si-Cu					
GAl-Si-Mg	Silumin Gamma			Silumin Gamma	
GAl-Mg	Peraluman 7			Peraluman 7	∼ 216, ∼ 220
GAl-Mg-Si	Anticorodal			Anticorodal RE 2	
GAl-Mg-Nn	Peraluman	Talassal = KSS		Peraluman 2	

to, di quale sia il grado di dispersione delle caratteristiche meccaniche nelle varie parti, in funzione della forma del getto e in base alle effettive condizioni di colata e di solidificazione del materiale trasformato. Attraverso questi dati il progettista e il fonditore potranno controllare ciascuno il proprio lavoro e concordare tutte quelle variazioni riguardanti il disegno e la colata che potessero risultare opportune per migliorare la resistenza del getto nel suo complesso.

In altre parole il provino colato a parte è in grado di rendere preziosi servizii in tutti quei casi nei quali si studi in laboratorio la messa a punto di un materiale o si debba stabilire, per esempio in un collaudo, se per la colata di un determinato lotto di getti, è stata impiegata la lega prescritta, corrispondente ad una certa composizione ed a prefissate caratteristiche minime. Il provino ricavato direttamente dal getto ha invece lo scopo, sopratutto nel periodo sperimentale, di indivi-

TABELLA 3 - Composizione secondo la DIN di alcune leghe di alluminio da fonderia.

LEGA	Denominaz. Din 1713	Composizione %								
		Cu	Zn	Si	Mn	Mg	Fe	Ni	Varî	Al
Alufont II		3,7-4,2	—	2	0,5--0,7	∼ 0,2	—	—	Ti = 0,1 — 0,2	Il resto Al puro, secondo la DIN 1712, con le tolleranze ammesse.
Lega Americana	GAl Cu	8	—	—	—	—	—	—	—	
Anticorodal	GAl-Mg-Si	—	—	0,9 — 1,2	0,6 — 0,8	∼ 0,7	—	—	—	
BS-SeeWasser	GAl-Mg	—	—	< 0,2	0,2 — 0,3	8	—	—	—	
Lega Tedesca	GAl-Zn-Cu	2	10—12	—	—	—	—	—	—	
Idronalio	GAl-Mg	—	—	0,2 —1	0,2 — 0,5	3 — 12	—	—	—	
KS-SeeWasser	GAl-Mg-Mn	—	—	0,3 — 0,8	1 — 2	2,3	—	—	Sb = 0,2	
Silumin al rame	GAl-Si-Cu	0,7—0,9	—	12—12,5	0,2 — 0,3	—	—	—	—	
L IV		4	—	2	—	—	—	—	—	
L 15 III	GAl-Mg-Mn	—	—	0.5 — 0,1	1,4 — 1,5	2	0, 25	—	Ti = 0,1	
Neonalio	GAl-Cu	6-14	—	—	—	—	—	—	—	
Nüral	GAl-Mg	—	—	0,2 — 0,1	0,2 — 0,5	3 — 12	–	—	—	
Nüral 43	GAl-Mg-Si	—	—	4,5 — 6,0	Traccie	Traccie	1, 2	—	—	
Pantal 5	GAl-Mg-Si	—	—	5	0,7	0,6 — 0,7	—	—	—	
Peraluman 2	GAl-Mg-Mn	—	—	—	1,3 — 1,5	2 — 2,3	—	—	—	
Peraluman 7	GAl-Mg	—	—	—	0,3 — 0,5	7	—	—	—	
RR 50 Iduminio		1,3	—	∼ 2	—	∼ 1	1	1, 2	Ti = 0,1	
RR 53 Iduminio		∼ 2,2	—	1,2	—	∼ 1,5	1, 4	1, 3	Ti = 0,1	
Silumin	GAl-Si	—	—	13	—	—	—	—	—	
Silumin Beta	GAl-Si-Mg	—	—	12,25 — 12,75	0,35 — 0,65	0,25 — 0,35	—	—	—	
Stalanio	GAl-Mg	< 2,2	—	< 0,5	< 0,5	6 — 9	—	—	Sb < 1	
TSS 3	GAl-Mg	—	—	0,8	—	3	< 0,3	—	Ti = 0,3	
TSS 5	GAl-Mg	—	—	0,1 — 0,7	—	5	0,3	—	Ti = 0,3	
TSS 8	GAl-Mg	—	—	0,1 — 0,7	—	8	0,3	—	Ti = 0,3	
Lega Y	GAl-Cu-Ni	4	—	—	—	1,5	—	2	—	

duare le zone meno resistenti, in relazione alla forma progettata e alle condizioni di colata.

Ci siamo dilungati alquanto su questo argomento poichè siamo convinti, attraverso constatazioni pratiche, dell'utilità, o meglio della necessità, di chiarire questi concetti che, se pur apparentemente elementari, spesso sfuggono a chi si accinge a progettare o a costruire getti in lega leggera.

Stabilita con i criteri accennati e, se possibile con qualche prova pratica, la lega più adatta, il progettista dovrà passare allo studio accurato e razionale del disegno, avendo di mira la realizzazione della forma corrispondente al miglior sfruttamento del materiale.

LA FORMA DEI GETTI IN LEGA LEGGERA IN RELAZIONE ALLE CARATTERISTICHE SPECIFICHE DEL MATERIALE IMPIEGATO.

Generalita'

E' noto che la tendenza moderna è quella di sfruttare il più possibile il materiale in modo da ottenere una struttura la quale alla massima resistenza unisca il minimo peso; e ciò sia per tutti i vantaggi diretti e indiretti connessi ad un peso limitato (importantissimo in molti campi, come per esempio quello dei trasporti in genere), sia perchè, trattandosi di materiali a prezzo relativamente elevato (siano essi acciai speciali o leghe leggere) il raggiungimento del minimo spreco è « conditio sine qua non » per ottenere sul manufatto prezzi commercialmente ammissibili.

In base a quanto sopra si credette in un primo tempo di poter soddisfare alle maggiori sollecitazioni alle quali si tendeva a sottoporre le strutture, migliorando il materiale impiegato, attraverso lo studio di nuove composizioni e la messa a punto di trattamenti termici sempre più perfezionati.

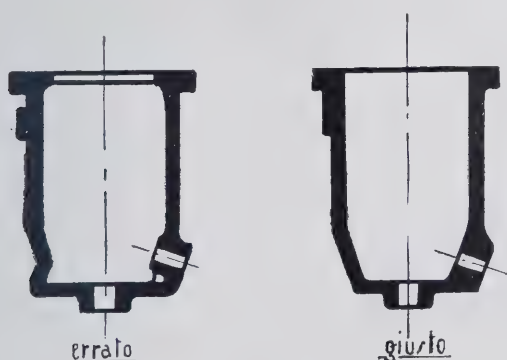


Fig. 12

Si dovette però ben presto riconoscere che, limitandosi a seguire solo questa via, non era possibile soddisfare alle esigenze del pratico impiego, in quanto, pur ricorrendo a materiali di qualità sempre migliore, non si era in grado di eliminare alcuni gravi inconvenienti connessi alla resistenza dell'organismo nel suo assieme, che si verificavano sopratutto quando si tentavano i massimi alleggerimenti.

Attraverso una esperienza spesso dolorosa, si prese a poco a poco strada la convinzione che l'elevamento delle caratteristiche meccaniche del materiale, pur avendo di per sè una importanza notevole, non portava che un limitato contributo alla risoluzione del problema, se non era accompagnato da uno studio accurato e funzionale della forma più opportuna in relazione alle caratteristiche fisiche e meccaniche della lega.

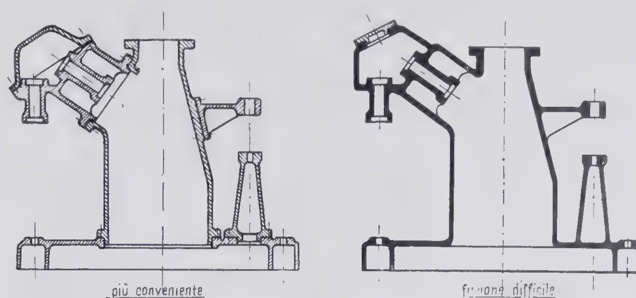


Fig. 13

Difficilmente la distribuzione delle tensioni nelle varie sezioni di una struttura può essere preventivamente determinata per via di calcolo, dato che anche le strutture più elementari impiegate in pratica, presentano spesso forme relativamente complesse il dimensionamento delle quali è ostacolata dalla presenza di nervature, rinforzi, rosette, raccordi, ecc.

Distribuzione graduale ed uniforme delle tensioni su grandi masse di materiale.

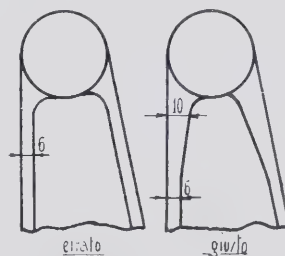


Fig. 14

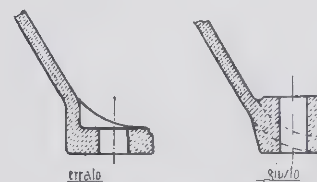


Fig. 15

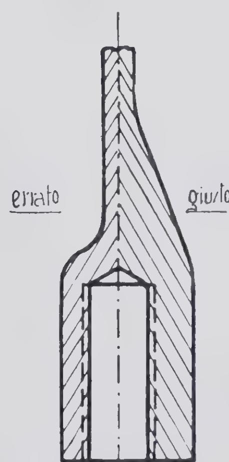


Fig. 16

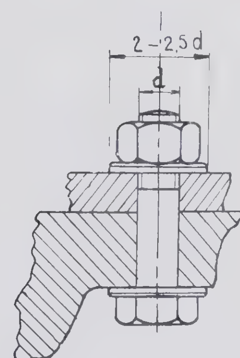


Fig. 17

Diviene perciò problematico ridurre una certa costruzione ad una forma schematica tale da permettere il calcolo con una certa precisione. Solo in qualche caso l'esperienza costruttiva rilevata in base ai risultati di molti anni, ha permesso di impostare formule che, basate su determinate ipotesi, permettono di dimensionare con una

certa approssimazione le sezioni più sollecitate. Anche questo sistema però, si dimostra in pratica insufficiente, fornendo solo valori orientativi che debbono essere confermati in generale da prove di laboratorio e di impiego.

In base a tali criteri, i pezzi in esame vengono sottoposti sotto una macchina di prova a condizioni di carico che si avvicinino il più possibile a quelle della realtà; disponendo in punti opportunamente scelti, adatti apparecchi misuratori delle deformazioni, è possibile farsi un'idea generale, se non in valore assoluto, almeno dal punto di vista comparativo, della distribuzione delle tensioni (figg. 10 e 11).

Portando il pezzo fino a rottura è possibile avere un quadro abbastanza istruttivo della resistenza della struttura nel suo complesso e in ogni caso in generale sufficiente per individuare le sezioni più deboli e per rendersi conto del probabile comportamento in pratica.

Queste prove presentano il vantaggio che, operando direttamente sul getto, sono comprensive del comportamento del materiale, permettendo di determinare non solo le zone staticamente insufficienti ma anche quelle rese tali dalle condizioni di colata e di solidificazione.

Facendo frequenti rilievi di questo genere il progettista è in grado di acquisire una notevole esperienza sul comportamento delle più diverse forme strutturali in relazione alle più svariate condizioni di carico, raccogliendo contemporaneamente preziosi elementi che lo potranno efficacemente orientare nel disegno di costruzioni di nuova impostazione.

E' certo che anche queste prove hanno valore essenzialmente orientativo, in quanto i loro risultati potranno essere confermati solo dal pratico impiego.

D'altronde è opportuno chiarire che le considerazioni di ordine generale accennate, sono ben lungi dall'escludere, quando possibile, l'impostazione del problema o la verifica dei risultati attraverso il calcolo che, in molti casi semplici o anche in qualche caso complesso, può rappresentare uno strumento prezioso nelle mani del progettista.

Si è colto solo l'occasione per mettere in luce la bontà, spesse volte controllata, del metodo sperimentale, particolarmente indicato per fornire ottimi elementi di giudizio sul probabile comportamento in pratica di strutture destinate a sollecitazioni elevate; si è presentata spesso l'opportunità di rilevare che, attraverso il sacrificio di un pezzo portato fino a rottura, viene data la possibilità al costruttore di verificare i propri calcoli, rendendosi conto nello stesso tempo di tutti quei fattori che nelle costruzioni complesse sfuggono a qualsiasi analisi e sopratutto a qualsiasi collaudo o rilievo eseguito su provini, utile essenzialmente e solamente per controllare le caratteristiche meccaniche del materiale impiegato.

Evitare con la massima cura la presenza di intagli e di spigoli acuti.

errato giusto

Fig. 18

errato giusto

Fig. 19

errato giusto

Fig. 20

errato buono migliore

Fig. 21

Nel caso di viti a forte diametro prevedere raccordi ampi sul fondo filetto.

h = 0,8660254
f = 0,703646
t = 0,649519
Scala 10:1
Acciaio
MADREVITE
VITE
60°
Lega leggera
h = $\frac{\sqrt{3}}{2}$p = 0,86603p
h' = h''+a = 0,368p
h'' = h−2t = 268p
a = 0,1p
r = 0,2p
t = 0,233p

Fig. 22

Nell'accingersi allo studio di un getto in lega di alluminio il progettista deve tener conto che le regole generali della tecnica di fonderia valgono anche per tutte indistintamente le leghe leggere.

Prima di iniziare una costruzione ex novo di getti complessi è opportuno e consigliabile prendere accordi preventivi col fonditore, sia per determinare la lega più adatta, sia per concordare quelle variazioni al disegno che dall'esperto dovessero venire richieste. Inoltre è importante rilevare che il fonditore è in grado di migliorare localmente le condizioni di solidificazione mediante l'opportuna disposizione di refrigeranti conchiglie montanti o attacchi di colata; perciò il costruttore dovrà indicare le sezioni soggette al massimo sforzo.

Anche trattandosi di singole costruzioni sperimentali è opportuno aver presente la possibilità di una eventuale riproduzione in serie, in modo da evitare altre modifiche dopo aver eseguito la messa a punto nelle prove di impiego (fig. 12).

Nel caso si debbano costruire grossi pezzi di forma molto complessa è opportuno studiarne la semplificazio-

ne dividendolo in più parti che verranno in seguito unite al getto principale o fra loro con chiodi, bulloni, viti o altri sistemi. In particolare è opportuno evitare che piccole parti sporgenti vengano ottenute di fusione insieme al getto principale del quale fanno parte, complicando inutilmente la formatura e la colata (fig. 13 a destra). Adottando la soluzione riportata a sinistra della fig. 13, la fusione si rende meno costosa mentre nel contempo si ottiene maggiore precisione nelle misure.

A - Norme di progettazione in relazione alle caratteristiche meccaniche delle leghe leggere.

I metalli leggeri sono più sensibili dell'acciaio agli sforzi localizzati e alle sollecitazioni di fatica. Di ciò bisogna perciò tener conto nelle costruzioni, le cui parti debbono essere dimensionate in modo da distribuire uniformemente su grandi masse di materiale le tensioni di esercizio e occasionali (figg. 14-15-16-17).

Data la particolare sensibilità all'azione di intaglio delle leghe di alluminio, è necessario evitare con la massima cura gli intagli e gli spigoli acuti, prevedendo passaggi graduali di sezione, nonchè ampi raggi di raccordo (figg. 18-19-20-21).

Quando si debbano eseguire filettature di forte diametro bisogna adottare un passo relativamente lungo (almeno mm. 1,5); nel caso che sia possibile è conveniente eseguire il profilo della vite con forte raggio di raccordo sul fondo filetto (= 0,2 p.), in modo da evitare qualsiasi innesco di rottura durante il funzionamento (fig. 22). I prigionieri debbono essere più lunghi di quelli usati per l'acciaio e debbono essere applicati in modo che i maschi per filettare presentino una tolleranza in meno, il prigioniero una tolleranza di più, onde garantire il forzamento del prigioniero stesso nella sua sede. Trattandosi di fori ciechi, la filettatura della madrevite deve essere di (0,5-1) d più lunga della parte filettata del prigioniero o della vite. In tal modo si evita che la vite ingrani anche nella parte conica prodotta dal maschio durantè la lavorazione interna e generi pericolose tensioni supplementari nelle zone adiacenti. Inoltre è buona norma applicare le viti lubrificandole con un po' di grasso o di olio. In tal modo viene anche diminuita l'usura per sfregamento la quale, come è stato accertato, diminuisce la durata dei filetti interni ricavati dalla lega leggera.

Nel caso di viti o prigionieri la filettatura dei fori a fondo cieco della madrevite deve essere (0,5-1) *d più lunga della parte filettata del prigioniero o della vite. La lunghezza di questi ultimi deve essere* (2,5 - 4) *d, in modo da richiamare maggior massa di materiale ad assorbire lavoro.*

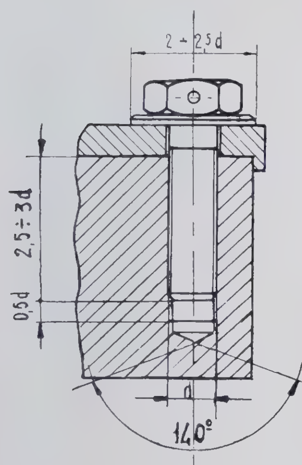


Fig. 23

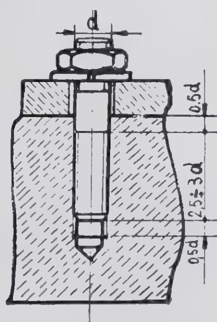


Fig. 24

Le nervature devono essere basse e tozze a base larga ampiamente raccordata, per evitare tensioni interne o piccoli difetti di fusione che possono favorirne la rottura per fatica.

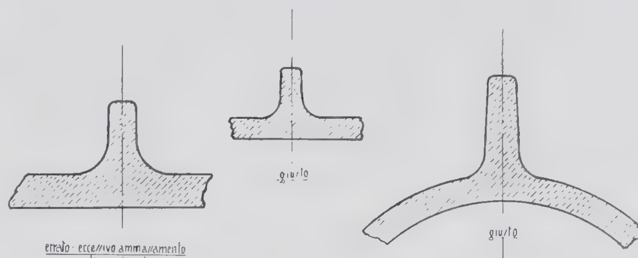


Fig. 25

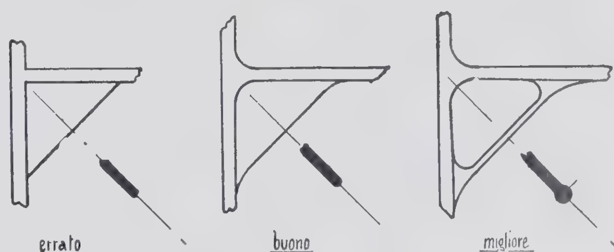


Fig. 26

La lunghezza dei prigionieri deve oscillare fra (2,5 - 4) d; la loro lavorazione deve essere particolarmente curata, tenendo conto che la maggiore lunghezza non ha solo la funzione di aumentare la resistenza della madrevite, diminuendo la pressione specifica che vi è applicata, ma anche, e sopratutto, quella di richiamare maggiore massa di materiale ad assorbire lavoro (figure 23 e 24).

Quando siano necessarie delle nervature, esse non debbono essere alte e sottili prechè in tal caso sono facilmente soggette, durante la solidificazione, a tensioni interne o a piccoli difetti di fusione che potrebbero costituire pericolosi inneschi di rottura; esse debbono essere a base larga, il più possibile basse e tozze e terminare superiormente con un piano orizzontale raccordato ai due lati (figg. 25 e 26).

Per le stesse ragioni e con gli stessi criteri, qualora si debbano praticare fori e passaggi sulle pareti, essi dovranno essere contornati da una bordatura di forma e sezione opportuna che ha per scopo di eliminare il pericolo che un piccolo difetto di fusione, sia pure una minima screpolatura, possano costituire l'inizio di rotture per fatica (fig. 27).

Il basso modulo elastico delle leghe leggere rende il materiale più facilmente deformabile sotto l'azione delle tensioni, influenzando sfavorevolmente la distribuzione

di queste ultime e provocando la possibilità di dannosi sforzi localizzati.

Perciò la forma del getto dovrà essere curata in modo da ottenere un'uniforme distribuzione degli sforzi, ed evitare passaggi bruschi da sezioni trasversali rigide a sezioni più deformabili. L'evitare tali inconvenienti incontra numerose difficoltà in pratica, sopratutto nei pezzi molto complicati, nei quali a rendere la struttura più o meno complessa intervengono le nervature, i passaggi per bulloni o per olio, i raccordi, le flangie di attacco, ecc.

Per evitare il pericolo di rotture per fatica, i fori e i passaggi praticati sulle pareti debbono essere contornati da una bordatura.

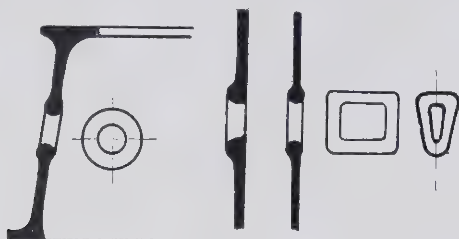


Fig. 27

E' facile che si verifichi in queste strutture la presenza contemporanea di sezioni trasversali molto rigide collegate fra loro da pareti sottili molto deformabili, in modo tale da determinare la rottura di queste ultime, in vista delle sollecitazioni supplementari createsi nel passaggio da uno spessore all'altro.

E' necessario studiare l'irrigidimento delle sezioni mediante alti momenti di inerzia, adottando anzichè sezioni piane, sezioni cave o ondulate.

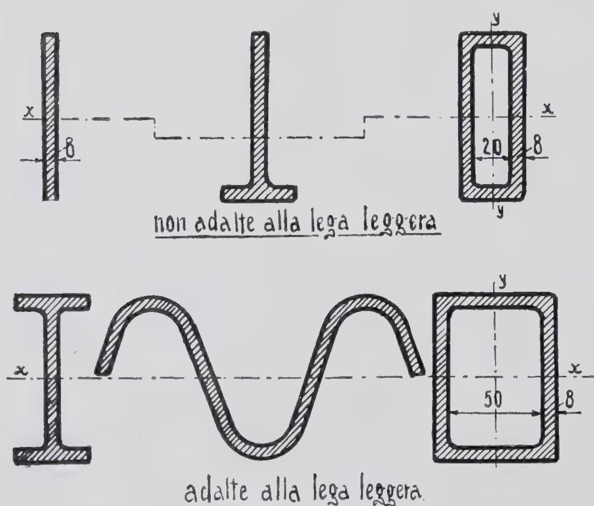


Fig. 28

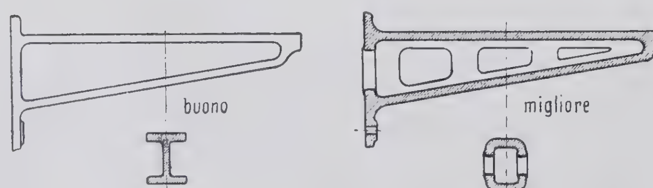


Fig. 29

Inoltre il basso modulo elastico rende tutto il materiale più sensibile alle vibrazioni e alle oscillazioni, e di ciò è necessario tener conto nel disegno, tanto più che con le leghe leggere possono aver luogo eventuali fenomeni di risonanza anche con valori della frequenza delle vibrazioni relativamente bassi.

In base a quanto sopra è necessario studiare l'irrigidimento delle sezioni mediante alti momenti di inerzia, adottando anzichè sezioni piane, sezioni cave o ondulate o comunque rese meno deformabili mediante nervature tozze convenientemente distribuite (figg. 28 e 29).

Così facendo il peso non subisce variazioni apprezzabili, mentre le condizioni di resistenza aumentano sensibilmente anche per il fatto che adottando sezioni del tipo accennato, risulta più facile eliminare il pericolo di tensioni interne, provenienti dalla fusione per effetto della differenza di ritiro sulle varie zone durante la solidificazione.

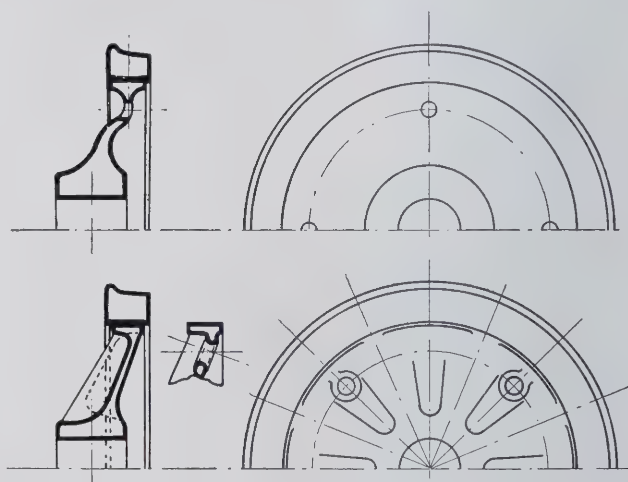
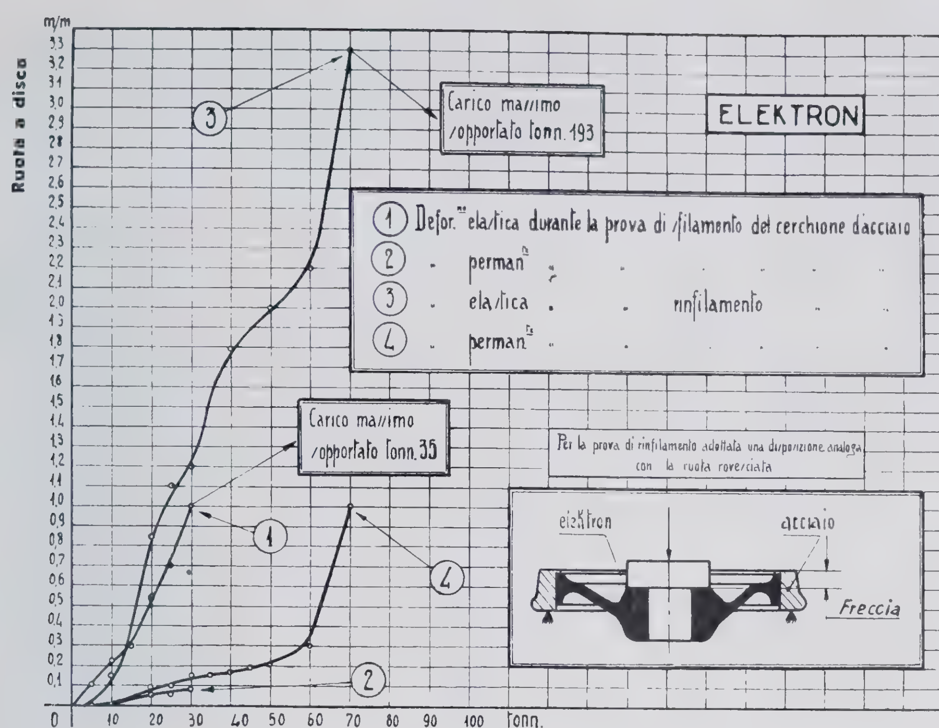


Fig. 30
Sopra: *ruota a disco.*
Sotto: *ruota ondulata*

La fig. 30 mostra come, nel passaggio dall'acciaio alla lega leggera, è stato modificato il disegno di uno ruota per carrello di vettura tranviaria. Nel caso specifico venne adottata la lega Duralite che, su provini normali colati a parte in terra, fornisce, dopo trattamento termico, le seguenti caratteristiche meccaniche:
R = 18 - 25 Kg/mm² $E_{0,2}$ = 12 - 15 Kg/mm² A% = 2-4 Durezza Brinell 85 - 110. Tab. 4. Nel realizzare la ruota in lega leggera, si è passato, partendo dai concetti più sopra esposti, dalla comune forma a disco adottata per la costruzione in acciaio, ad una forma ondulata tendente ad aumentare al massimo il momento di inerzia della costruzione.

I diagrammi di fig. 31 si riferiscono a prove eseguite nel periodo sperimentale su ruote in elektron (lega ad alto tenore di Magnesio); è particolarmente interessante l'esame dei risultati così ottenuti in laboratorio, in quanto permette di rendersi conto della netta influenza che ha la forma sul corportamento statico di una struttura. La ruota a forma ondulata fusa in elektron si dimostra infatti nettamente superiore a quella a disco, fusa anch'essa in elektron, rispetto alla quale presenta



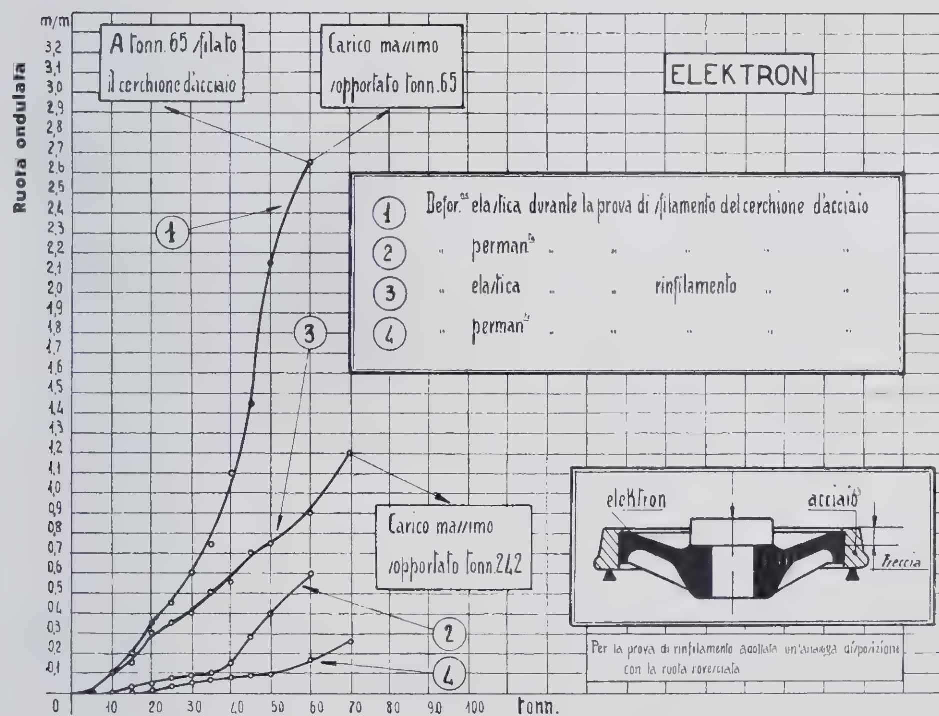


Fig. 31

maggiore attitudine ad assorbire urti, e limite di snervamento e carico di rottura sensibilmente più elevati.

La fig. 32 rappresenta il diagramma carichi deformazioni rilevato in laboratorio su una ruota ondulata fusa in duralite adottata definitivamente per l'impiego.

Un'altro caso particolarmente interessante di costruzione in lega leggera fortemente sollecitata, è quello dei basamenti per motori a scoppio, i quali date le specifiche esigenze determinate dal loro impiego, richiedono una assoluta rigidezza in tutte le loro parti. Infatti qualora una struttura di questo tipo fosse deformabile nel suo complesso o anche in singole zone, darebbe luogo ad una disuguale distribuzione delle tensioni, alla quale conseguirebbero sovraccarichi localizzati in certi punti, in corrispondenza dei quali si verificherebbero cedimenti o rotture.

Particolare importanza ha perciò, in queste costruzioni, il prevedere un elevato momento di inerzia, realizzabile attraverso una notevole altezza del getto nel suo assieme. A tale scopo per i motori di automobile si costruisce in un sol pezzo di fusione il basamento del blocco cilindri; per quelli di aviazione, pur mantenendo i criteri più sopra accennati, ci si limita, per ragioni tecniche che sarebbe lungo spiegare, solo alla parte inferiore sulla quale si imposta la linea dei cilindri e l'albero a manovella.

Il progettista deve sforzarsi di realizzare quella forma che corrisponde alla migliore e più uniforme distribuzione delle linee di forza, che devono essere incanalate in modo da evitare dannose deviazioni. E' evidente però che in pratica ragioni di ingombro e di montaggio obbligano a numerose concessioni a questo principio complicando ulteriormente il problema.

E' essenziale aver presente che le massime sollecitazioni si verificano nelle zone dove le forze hanno inizio e in prossimità di esse; tali zone, rappresentate dai supporti, dai bulloni e dalle viti, possono essere in linea di massima già sufficientemente indeformabili, in particolare tenendo conto dell'ulteriore irrigidimento che ad esse proviene dall' albero a manovella e dai bulloni.

Allo scopo di ridurre al minimo le localizzazioni di carico, è necessario raccordare il più gradualmente possibile le sezioni trasversali più rigide alle pareti sottili, secondo quanto risulta dalle figg. 33 e 34. Il loro esame permette di rilevare che nella costruzione di getti di questo tipo, particolarmente complessi e sollecitati, trovano la loro naturale applicazione la maggior parte dei principi fondamentali finora enunciati per il raggiungimento di un disegno razionale e funzionale; forti ammassamenti di materiale, elevati momenti di inerzia, rac-

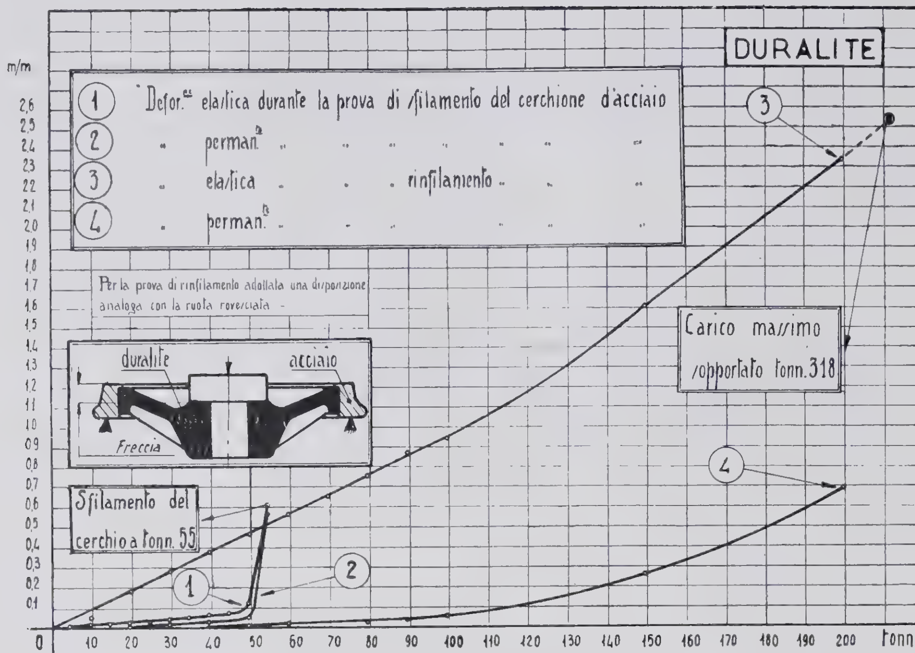


Fig. 32

cordi ampi e graduali, prigionieri e bulloni sistemati in sedi adatte.

Particolare attenzione meritano le condizioni di appoggio del basamento alla fondazione. Inizialmente (figura 35) si usavano pochi bulloni molto resistenti, distribuiti con intervalli relativamente forti sulla lunghezza del carter; in questo modo però si ottiene un ulteriore irrigidimento delle sezioni trasversali già rigide a cui detti bulloni appartengono; di conseguenza il pericolo di sovraccarichi risulta assai grande perchè tutte le sollecitazioni sono portate a concentrarsi in un sol punto, il cui volume è insufficiente per assorbire da solo il lavoro risultante. Distribuendo lo stesso sforzo su due o quattro viti, come risulta dalle soluzioni *b* e *c* della figura 35, si ha per risultato che le sezioni trasversali adiacenti, sono chiamate ad assorbire un mezzo o un quarto dello sforzo, interessando all'assorbimento dei carichi un più ampio volume di materiale.

Nel caso di basamenti per motori molto sollecitati si usa scaricare la struttura in lega leggera prevedendo dei bulloni passanti, in posizioni opportune e in generale in corrispondenza dei cuscinetti di banco (fig. 30). In tal caso si deve aver cura di non stringere eccessivamente questi bulloni per non provocare una distribuzione irregolare degli sforzi; a ciò si giunge facendo uso di apposite chiavi dinamometriche.

La fig. 37 mostra schematicamente come sono stati svolti i concetti accennati nella costruzione di un carter in elektron per motore di aviazione molto sollecitato; si è realizzato un forte momento di inerzia e quindi una grande rigidezza attraverso il notevole sviluppo in altezza di tutta la struttura e l'aggiunta delle due casse laterali.

Le figure che seguono (figg. 38-39-40-41-42-43-44-45-46) riassumono schematicamente i concetti fondamentali coi quali si passò da strutture in leghe pesanti a strutture in lega leggera; tutte le costruzioni riportate hanno avuto pratica attuazione e sono state impiegate con risultati soddisfacenti.

Nella costruzione in lega leggera di parti di motori anche le temperature di servizio hanno una influenza della quale bisogna tener conto nella progettazione, dato che il coefficiente di dilatazione delle leghe di alluminio è circa triplo di quello dei metalli ferrosi. A tale scopo per esempio nel caso di alberi a gomito a più supporti si fisserà un supporto lasciando liberi gli altri di dilatarsi.

Analogamente, nella costruzione di pistoni in lega di alluminio è necessario tener conto della maggiore dilatabilità lasciando giochi relativamente forti; essi non sono però maggiori del 50% di quelli necessari per i pistoni in ghisa, in vista della maggior conduttività delle leghe di alluminio (a sua volta circa tripla di quella della ghisa), a cui conseguono temperature di esercizio mi-

Nel disegno di un carter raccordare gradualmente le sezioni trasversali più rigide alle pareti sottili più deformabili e distribuire gli sforzi gradualmente su ampie masse di materiale.

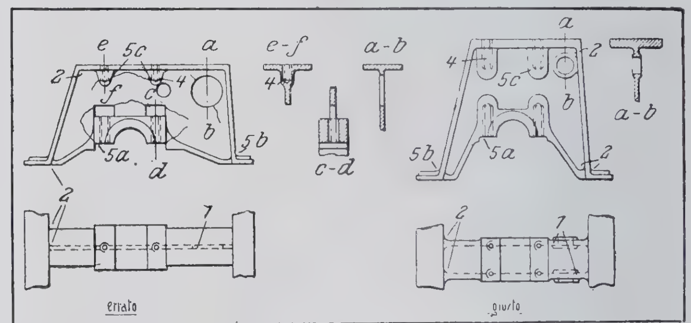


Fig. 33

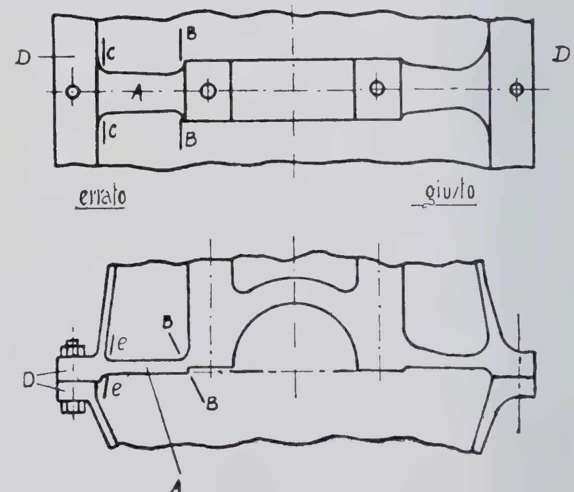


Fig. 34

nori. D'altronde la difficoltà comune ai pistoni di ghisa di realizzare lo stesso valore della dilatazione nei vari punti porta a studiare forme speciali che, con opportuni artifizii, convoglino razionalmente il calore, riducendo al minimo i giochi.

TABELLA 4.

Caratteristiche della lega duralite (SNAL).

CARATTERISTICHE FISICHE:

peso specifico	gr/cm³	2,76-2,81
punto di fusione	°C	673
temperatura max. di fusione	°C	760
temperatura di colata	°C	660-720
intervallo di solidificazione	°C	637-600
ritiro lineare	%	1,35-1,50
coeffic. di dilataz. termica: fra 20 e 100°		0,0000225
fra 20 e 200°		0,0000230
fra 20 e 300°		0,0000240
conducibilità termica (C. G. S.)		0,40
conduttività elettrica (% del Cu stand. ricotto)		35-40

CARATTERISTICHE MECCANICHE E TRATTAMENTO TERMICO. — *Le caratteristiche meccaniche della duralite, nelle varie qualità di trattamento termico, sono le seguenti*:

	R kg/mm²	$E_{0,2}$ kg/mm²	A %	Δ kg/mm²	Limite di durata kg/mm² (1)
Getti in sabbia:					
grezzo di colata	16-20	13-16	1-2,5	70-80	5,5
tratt. termico (A)	25-32	22-27	0,5-1	100-120	6,0
tratt. termico (B)	18-25	15-17	1-3	85-110	6,0
tratt. termico (E)	18-25	12-15	2-4	85-110	6,0
Getti in conchiglia:					
grezzo di colata	20-23	16-18	1,5-3	75-90	6,0
tratt. termico (A)	28-35	26-30	0,5-1	110-135	6,5
tratt. termico (B)	22-26	18-20	1-2	95-105	6,5
tratt. termico (C)	23-25	18-20	1-2	100-115	6,5
tratt. termico (D)	23-28	16-20	2-3,5	95-105	6,5

(1) Flessione rotante, 500 milioni di cicli.

Composizione chimica:
Cu = 3%; Si = 0,7%; Ni = 0,5%; Mg = 0,5%; Fe = 1,5% Ti = 0,2%; Al il resto.

I trattamenti termici sono i seguenti:

Trattamento A (di durezza). — Solubilizzazione per 4-6 ore a 520-535° tempra in acqua fredda, 4-5 ore a 190°.

Trattamento B. — Solubilizzazione per 4-6 ore a 520-535°, tempra in acqua, invecchiamento naturale.

Trattamento C. — I getti in conchiglia vengono invecchiati per 4-6 ore a 190°, senza solubilizzazione.

Trattamento D. — Solubilizzazione per 4-6 ore a 520-535°, tempra in acqua, 6-12 ore a 130-150°.

Trattamento E (di plasticità). — I getti in sabbia (carters-basamenti, ecc.) vengono riscaldati per 3-6 ore a 520-535° e quindi raffreddati in moderata ed uniforme corrente d'aria.

Nel disegno di un pistone si deve studiare quella forma che, sfruttando il materiale al massimo realizzi la migliore distribuzione del calore, la massima resistenza meccanica, la più limitata ed uniforme dilatazione. E' evidente che a parità di risultato è da preferirsi quel tracciato che risulta costruttivamente più semplice.

E' assodato che circa il 75 % del calore che va alle pareti del cilindro si trasmette attraverso i due anelli superiori della corona, mentre è assai limitato l'assorbimento del calore da parte della fascia di slittamento, dell'olio e dell'aria sotto il pistone; stando così le cose, è bene disporre tutte le eventuali nervature in modo da

Distribuire il carico su più viti in modo da interessare ampi volumi di materiale all'assorbimento.

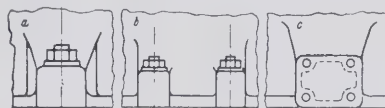


Fig. 35

favorire il disperdimento del calore attraverso le parti superiori della corona. Il fondo di questa deve essere studiato in modo da ottenere una distribuzione sensibilmente lineare delle temperature dal fondo alla periferia ,variandone lo spessore proporzionalmente al diametro. Inoltre, lo spessore va proporzionato in ogni ca-

Nel caso di motori molto sollecitati scaricare la struttura con bulloni passanti in posizioni opportunamente scelte.

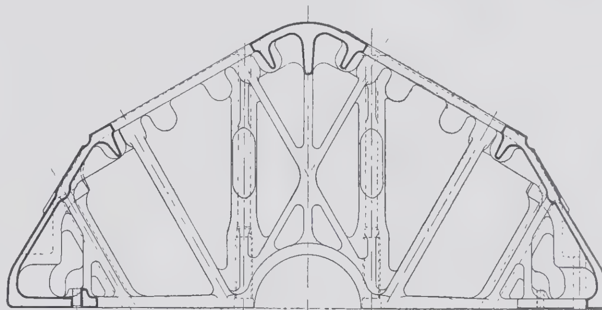


Fig. 36

so, tenendo presente la resistenza della lega a 250°; esso viene tenuto in generale 0,05 il diametro, per pistoni a fondo nervato, e (0,1 - 0,09) il diametro per pistoni a fondo massiccio, a seconda che si tratti di motori per automobili o aviazione.

Carter in elektron per motore di aviazione molto sollecitato.

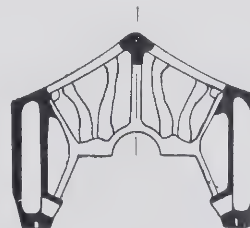


Fig. 37

Le scanalature sulla testa vanno proporzionate in modo che il calore si dissipi, secondo quanto già detto, prevalentemente per i due anelli superiori. La superficie di disperdimento viene calcolata in base a 0,25 cm²/cm² di area del pistone. Allo scopo di assicurare un buon contatto tra le fascie e il cilindro e nello stesso tempo di-

minuire le pressioni dovute alle azioni di martellamento degli anelli nelle proprie sedi, è conveniente tenere i segmenti più bassi possibile: per pistoni di automobile si tiene generalmente h = 3 - 4 mm, per pistoni di aviazione si scende fino a 2 mm; allo scopo di impedire il cedimento delle sedi la distanza fra due anelli successivi contigui si fa piuttosto grande, circa 1,2 h.

Poichè le sedi per lo spinotto sono soggette a sollecitazioni termiche e dinamiche notevoli, è necessario realizzare la massima rigidezza, in modo da ridurre al minimo l'effetto del momento flettente, che tende a deformare la fascia cilindrica e la corona, specie nei pistoni di medio e grosso diametro. Quasi sempre a tale scopo sono disposte nell'interno nervature verticali colleganti le portate con il fondo, in modo da irrigidirle. Poichè lo spinotto viene applicato direttamente sulla lega, il suo

Traverse ballerine per carrello tranviariario tipo Commonwealth - Carico statico di lavoro kg 8750.

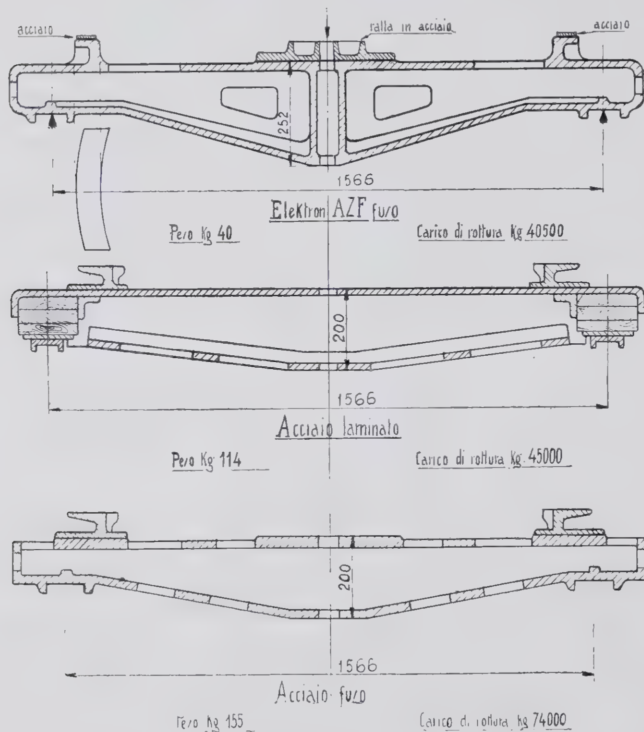


Fig. 38

diametro deve essere calcolato in modo che la massima pressione non superi 210 kg/cm².

Le figg. 47, 48 e 49 riportano numerosi esempi di pistoni in lega leggera per motori di automobile e di aviazione.

Altri problemi particolari, per qualche punto analoghi a quelli dei pistoni, presentano le teste per i cilindri, nelle quali l'impiego delle leghe leggere è ormai generalizzato per i notevoli vantaggi tecnici ai quali può dar luogo la loro elevata conduttività termica. Gli accorgimenti costruttivi si risolvono nell'ottenere la massima rigidità con sezioni piuttosto alte e con altri artifizii; le zone di incastro devono essere rinforzate per poter tener conto della maggiore deformabilità e delle tensioni che si creano in vista del maggior coefficiente di dilatazione.

In tali condizioni le viti di collegamento, sollecitano la zona circostante a deformarsi, rendendo necessaria la realizzazione di un passaggio graduale tra la rosetta di appoggio dei bulloni e la parete della camicia. Il diametro delle viti deve essere piuttosto grande e le rondelle di appoggio abbastanza estese per distribuire opportunamente il carico; la distanza delle viti non deve essere eccessiva.

Una struttura in acciaio saldato può essere convenientemente sostituita da un'altra fusa in lega leggera.

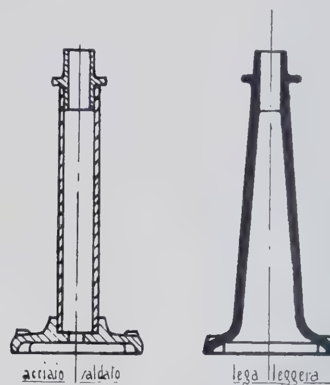
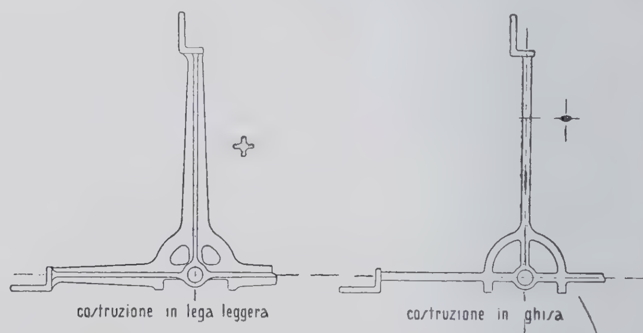


Fig. 39

Il rinforzo delle leghe leggere con metalli pesanti è opportuno nei seguenti casi:

1) Per ottenere una sufficiente resistenza all'usura. Questo è il caso generale dei pistoni per motori a combustione interna e per compressori. In particolare ricordiamo i cilindri per freni Westinghouse, nei quali il polverino proveniente dall'esterno, trascinato durante la corsa dello stantuffo, esercita una azione abrasiva sulla canna in lega leggera, che presenta una resistenza all'usura ridotta.



Aspi per tessitura.
Fig. 40

Tale inconveniente riscontrato nelle prime applicazioni, viene attualmente eliminato rivestendo l'interno del cilindro in lega leggera con una camicia riportata in acciaio da mm 4 (fig. 50).

2) Per ottenere migliori condizioni di resistenza a sollecitazioni localizzate statiche o di urto, come nel ca-

so della traversa ballerina dei carrelli tranviari già citata. In questo caso il carico viene trasmesso alla lega leggera attraverso un ralla in acciaio di forma opportuna chiodata al piano di elektron, sulla quale si appoggia a mezzo di un perno un'estremità della cassa della vettura. Anche sulla superficie dei pattini è avvitata una lastra di acciaio duro che ne segue la sagoma, destinata a resistere all'usura che proviene dallo spostamento della cassa che vi si appoggia, durante il movimento sopratutto in curva.

3) Per alloggiare cuscinetti a sfere è conveniente

Coppa olio per motore di automobile.

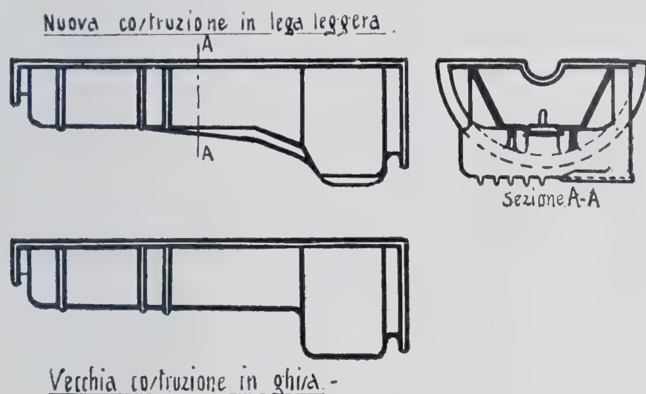


Fig. 41

contemplare il rinforzo con bussole di acciaio di spessore opportuno, in modo da impedire che il cuscinetto, in seguito ad una elevata pressione specifica, balli nella sede in lega leggera dopo averla deformata.

Le bussole vengono in generale incorporate direttamente di fusione, come risulta dalla fig. 51 che ne riporta alcuni tipi. I denti debbono essere disposti in modo tale da garantire una buona presa nella lega leggera e debbono essere ampiamente raccordati alla superficie

Supporto per cambio di automobile.

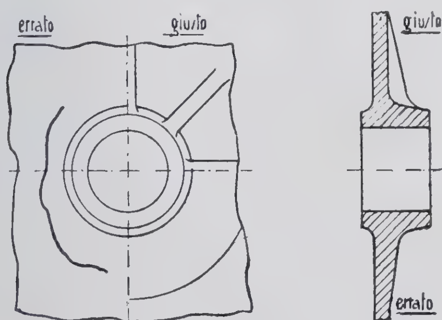


Fig. 42

cilindrica e in corrispondenza degli spigoli in modo da impedire ogni pericolo di cricche o screpolature durante la solidificazione.

In qualche caso, quando il cuscinetto non lavora di spinta o comunque esiste uno spallamento in lega leggera sufficiente per impedire lo sfilamento della bussola di acciaio sotto l'azione di una spinta assiale, può essere conveniente forzare la bussola direttamente sulla sede in lega leggera del getto, mediante pressatura. In queste condizioni però, è necessario prestare particolare cura durante l'operazione rettificando perfettamente le superfici destinate a venire a contatto, con tolleranze da stabilirsi caso per caso.

Il sistema ha il vantaggio di essere assai più semplice del precedente e di diminuire il pericolo di scarti di fusione per rifiuti o soffiature, assicurando nel contempo il centramento della bussola; però l'attuazione di questa lavorazione è assai più delicata e richiede personale appositamente addestrato e attrezzamenti opportuni.

La fig. 52 riporta un tipo di montaggio di cuscinetti a sfere su mozzo di ruota in lega leggera.

4) Il rinforzo con parti in acciaio può essere infine contemplato in tutti quei casi in cui si abbiano sedi filettate per viti o bulloni che vengono frequentemente allentati o stretti (fig. 53).

Ruota per carreggio pesante.

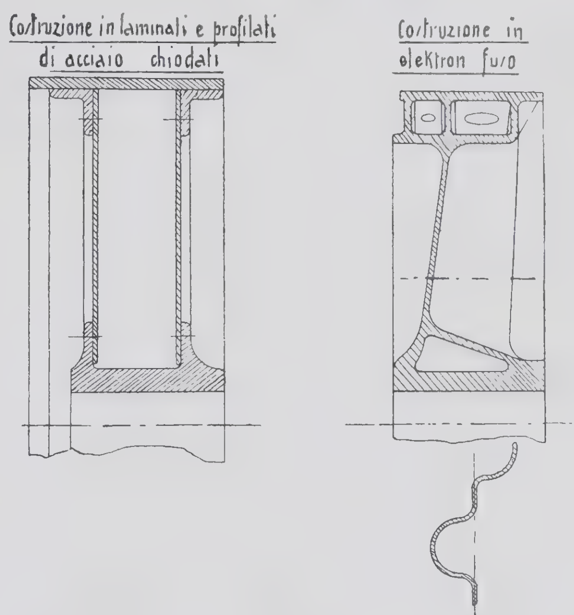


Fig. 43

B - Norme di progetto da seguire per facilitare in fonderia una buona formatura.

Nel disegnare il getto, in base alle necessità determinate dalla distribuzione degli sforzi e dalle caratteristiche meccaniche del materiale, il progettista dovrà cercare di facilitare al massimo il compito del fonditore, rendendo in primo luogo il più semplice possibile la formatura, tenendo presente le norme che qui sotto vengono enunciate:

1) Per tutti i pezzi fusi è necessario provvedere in primo luogo alla possibilità di estrarre il modello della terra, dopo la formatura. A tale scopo bisogna in molti casi tenere una certa conicità da indicarsi sul disegno. L'operazione dell'estrazione del modello deve risultare il meno complesso possibile per assicurare una produzione economica e nel contempo uniforme e perfetta. Ciò si ottiene disegnando il pezzo più liscio possibile e col

minimo numero di sottosquadri, per quanto lo consentono le esigenze del complesso, però anche a costo di un certo sacrificio dell'estetica (fig. 54).

2) La divisione dei modelli e delle casse d'anima deve essere semplice, in modo che i raccordi e i raggi non siano tagliati dai piani di divisione. Le dimensioni dei raccordi devono essere determinate dal progettista, non essendo opportuno, per ovvie ragioni, lasciarle all'arbitrio del modellista.

Sezione di portellino rettangolare per nave.

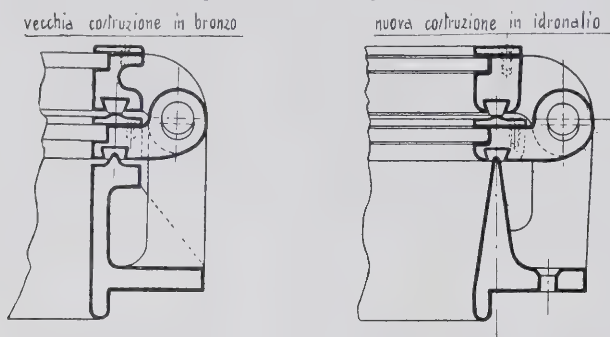


Fig. 44

3) E' conveniente curare di progettare il pezzo in modo che si possa formare con due sole staffe, evitando possibilmente le divisioni multiple (fig 55).

4) Nelle casse d'anima si deve provvedere:

a) ad un abbondante scarico di aria;

b) ad un appoggio sicuro senza supporti, la sola portata dovendo in generale essere sufficiente;

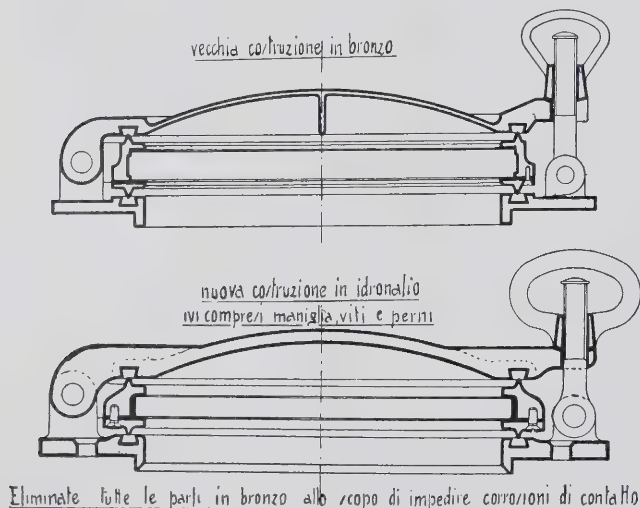


Fig. 45
Portellino circolare per nave.

c) ad una sufficiente rigidità delle anime a mezzo armature;

d) alla possibilità di togliere, senza eccessive difficoltà, l'armatura e la sabbia delle anime dal pezzo fuso.

5) Più anime di uno stesso pezzo si devono collegare, quando è possibile, a mezzo di finestre praticate nelle pareti, che le dividono. In tal modo si sostengono a vicenda e assicurano il giusto spessore delle pareti, facilitando nel contempo lo sfogo dell'aria (fig. 56).

6) Per il passaggio attraverso le pareti (aperture e fori in genere), si disporranno apposite anime (fig. 57) atte ad evitare la formazione di bave, che potrebbero dar luogo ad elevate tensioni marginali, con pericolo di rotture per fatica.

7) In ogni caso bisogna prevedere la possibilità di poter eseguire a macchina la formatura, sia del pezzo che dell'anima. La partizione del modello deve giacere, se possibile, in un piano unico tale da poter applicare le due metà sulle due faccie della placca modello (plateau); le anime devono presentare un piano sufficientemente grande per permetter l'appoggio sulle placche di essicazione, senza necessità di sostenerle con terra insaccata.

8) I pezzi che devono essere fusi in conchiglia, vanno studiati con particolare attenzione, affinchè questo ottimo sistema di colata possa fornire in pratica quei risultati di precisione, di resistenza meccanica, di economia che lo caratterizzano. Perciò in questo caso le norme più sopra enunciate dovranno essere particolarmente osservate, specie quando si debbano fondere leghe ad elevato ritiro. Il rapido raffreddamento insito nel sistema stesso, la difficoltà di alimentare in ogni caso con efficacia con materozze e montanti, obbligano a particolari avvertenze:

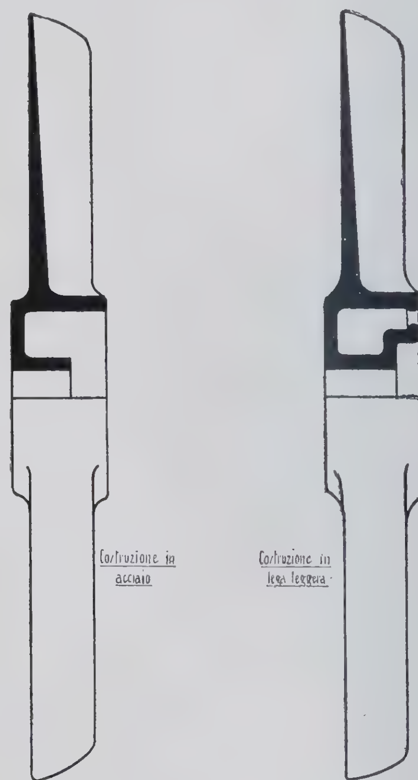


Fig. 46

a) tenere gli spessori pressochè costanti e ridurre il più possibile gli agglomeramenti di materiale, onde evitare risucchi o microrisucchi (fig. 58).

b) il pezzo deve presentare raccordi ampi e deve essere conformato in maniera da permettere il libero

Fig. 47

ritiro durante il raffreddamento, evitando il pericolo di rotture a caldo (fig. 59);

c) le cavità interne da ricavarsi con anime metalliche (maschi o spine) devono essere possibilmente prive di sottoquadri (fig. 60) e presentare una conicità sufficiente in modo da permettere la facile e rapida estrazione:

d) qualora non si possano evitare i sottoquadri e

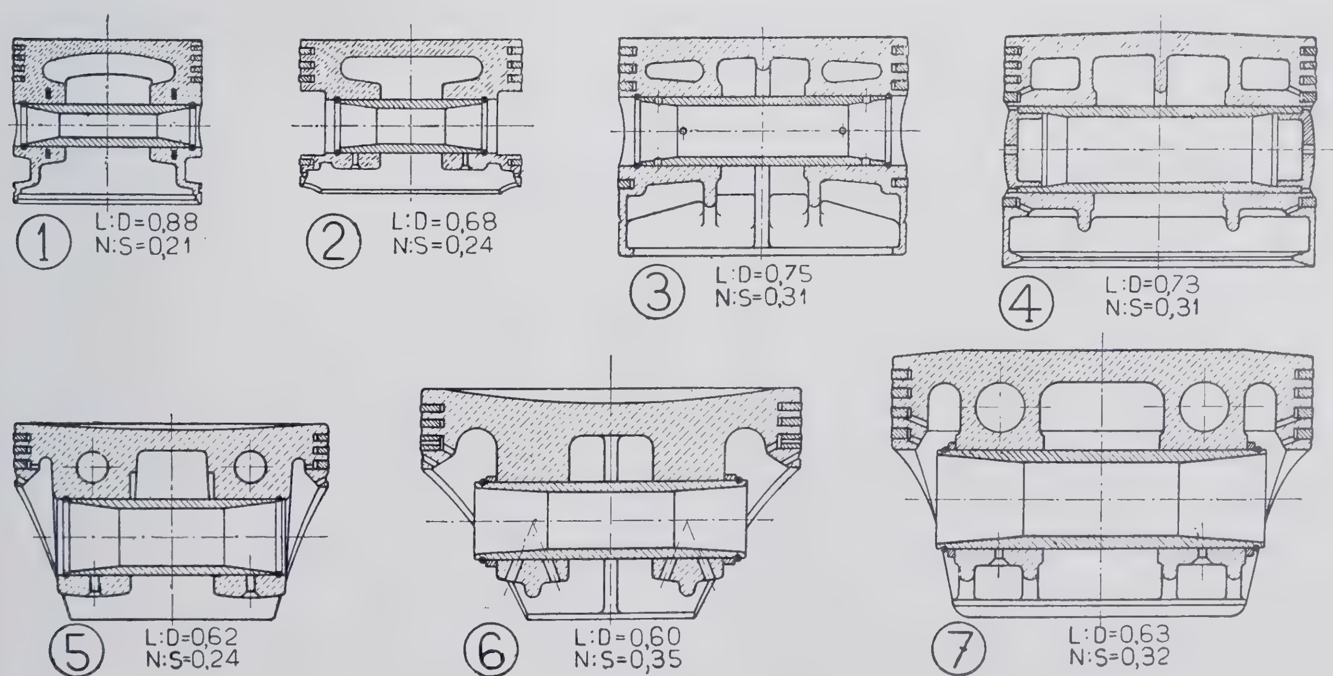
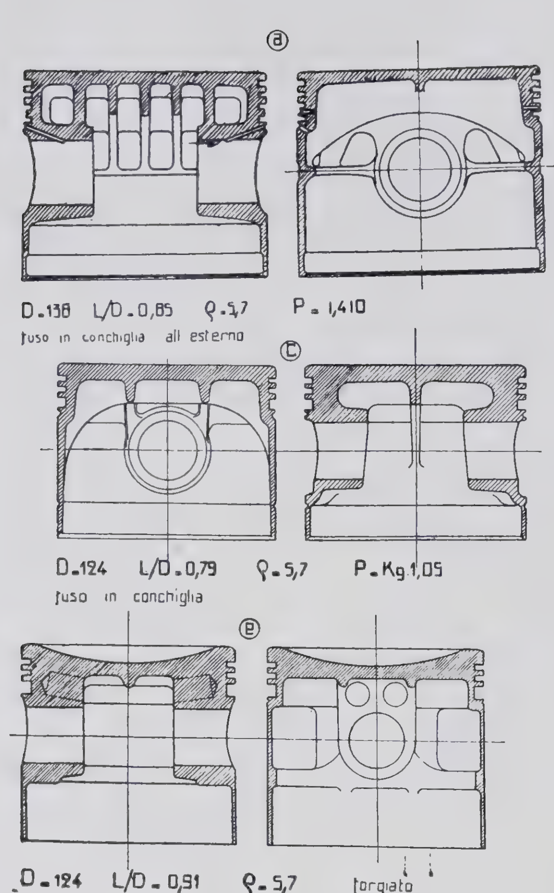


Fig. 48



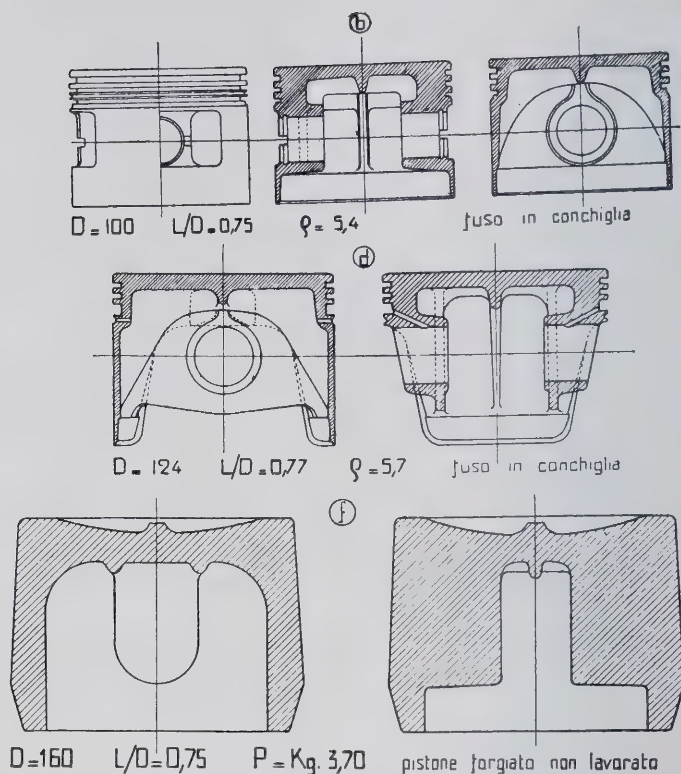


Fig. 49

non si vogliano usare anime di sabbia, i maschi metallici devono essere costruiti scomponibili. In tal caso la sezione centrale, o comunque quella che dovrà essere estratta per prima, deve sporgere leggermente (millimetri 0,5 - 1) dalle sezioni periferiche dello stesso maschio in corrispondenza della parte che va a contatto col metallo fuso, in modo che la possibilità di formazione di bave anche minime nelle giunzioni, non possa ostacolare l'estrazione del maschio (fig. 61).

C - Norme di progetto da seguire per facilitare in fonderia una buona colata.

1) Gli spessori delle pareti vanno fissati in modo da poter venire facilmente riempiti dal metallo fuso. In generale per la colata a gravità si può tener conto di uno spessore minimo delle pareti di mm. 4 e di uno spessore delle alette di raffreddamento di mm. 4 alla base e di 2,5 mm. al vertice, avendo sempre presente le caratteristiche tecnologiche della lega scelta.

2) Nelle parti superiori della fusione si possono evitare, mediante l'applicazione di montanti, i microrisucchi, più facilmente che nelle parti inferiori. Durante la fusione è opportuno quindi disporre in generale in alto le parti che devono presentare la massima compattezza; e ciò contrariamente a quanto avviene nella fonderia di ghisa.

3) Le sezioni dovranno sempre essere studiate in modo che il metallo possa correre bene da ogni parte. Quando la solidificazione si svolge in condizioni poco favorevoli specie quando si abbiano sezioni rilevanti e in generale ammassamenti di materiale, possono verificarsi soffiature, risucchi o spugnosità in genere connesse ad una insufficiente alimentazione del getto, quando l'arrivo del materiale fluido venga ostacolato nel corso della solidificazione, della presenza di sezioni sottili che si raffreddano rapidamente.

E' possibile evitare in parte questi difetti, applicando

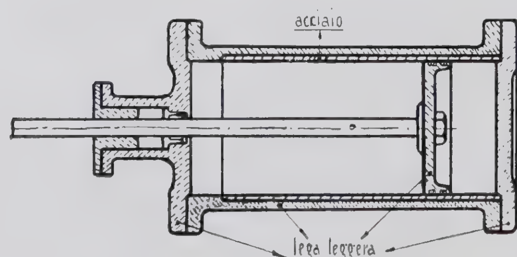


Fig. 50

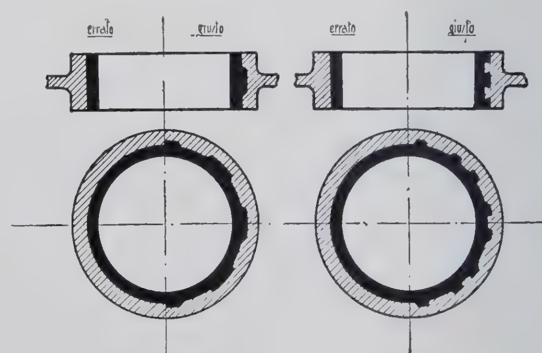


Fig. 51

montanti o piastre di raffreddamento (conchiglie) nei punti e con le modalità più opportune.

Il progettista deve facilitare fin dall'inizio l'opera del fonditore, facendo sì che le varie sezioni, vengano proporzionate e raccordate fra loro in modo tale che tutte le parti del getto solidifichino il più uniformemente possibile e che le sezioni di maggior spessore possano essere alimentate abbondantemente (figg. 62-63-64-65-66)

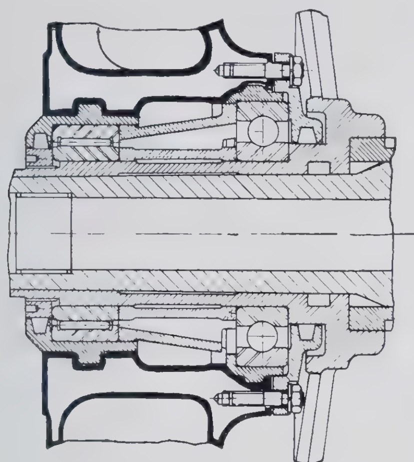


Fig. 52

evitando nel contempo tensioni interne che darebbero facilmente luogo a deformazioni.

E' conveniente evitare per quanto possibile, grandi superfici da colare in piano.

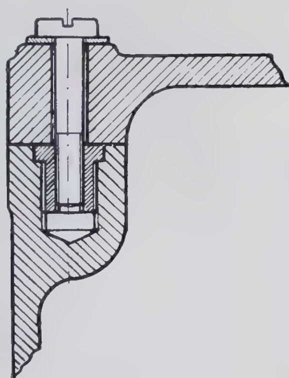


Fig. 53

In ogni caso è necessario tener conto del ritiro: i getti devono essere conformati in modo che raffreddandosi non risultino inizialmente tesi o compressi dalle tensioni interne createsi durante la solidificazione. A tale

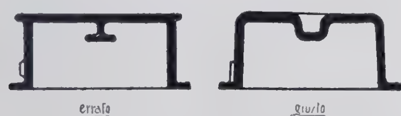


Fig. 54

proposito non sarà inutile ricordare che le parti massiccie di un getto, si contraggono molto di più delle parti sottili e che queste ultime si raffreddano prima delle altre. Le nervature alte e sottili corrono sempre il pericolo di rompersi a caldo, come già si è accennato. Si possono evitare o almeno ridurre le tensioni interne mediante l'adozione di superfici ondulate o comunque curve per le quali l'assestamento durante la solidificazione avviene più facilmente (fig. 67).

D - Norme di progetto da seguire per facilitare la sbavatura del getto.

Durante lo studio del disegno è necessario tener conto anche di tutti quegli accorgimenti che possono facilitare la sbavatura del getto.

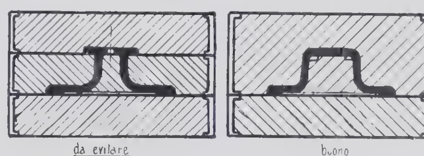


Fig. 55

Le superfici interne ed esterne dei pezzi fusi devono presentare un facile accesso agli attrezzi da tutte le parti; si dovrà quindi, specialmente trattandosi di corpi cavi, prevedere le portate d'anima di misura tale che le anime stesse possano essere tolte facilmente e rapidamente.



Fig. 56

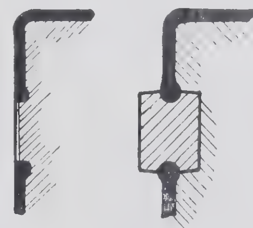


Fig. 57

La divisione dei modelli e delle anime deve essere prevista in modo che le divisioni si trovino su un solo piano. Ciò semplifica la fusione e la sbavatura e migliora l'aspetto estetico del fuso.

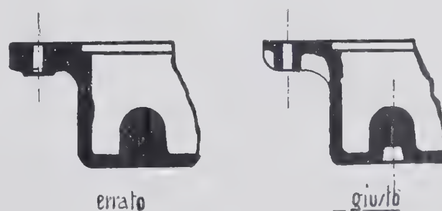


Fig. 58

Nel caso che su rosette o su piani di attacco si debbano disporre montanti è conveniente distinguere questi ultimi con una leggera strozzatura in modo da facilitarne l'asportazione senza pericolo di tagliare anche la rosetta.

Durante la sbavatura è necessario inoltre evitare accuratamente colpi di martello e solcature profonde, perchè queste piccole lesioni possono condurre a rotture in corrispondenza dei punti sottoposti a sforzi.

LA MESSA IN OPERA DELLE STRUTTURE IN LEGA LEGGERA

La messa in opera delle strutture in lega leggera non richiede particolari accorgimenti.

Solo per quanto riguarda la protezione del materiale dall'azione degli agenti atmosferici o di un qualsiasi agente corrosivo è necessario aver presente alcune norme specifiche.

Se la costruzione è destinata ad essere impiegata in condizioni normali, è sufficiente rivestire le superfici esterne con due mani di buona vernice, scelta con il concetto di realizzare una protezione aderente e impermea-

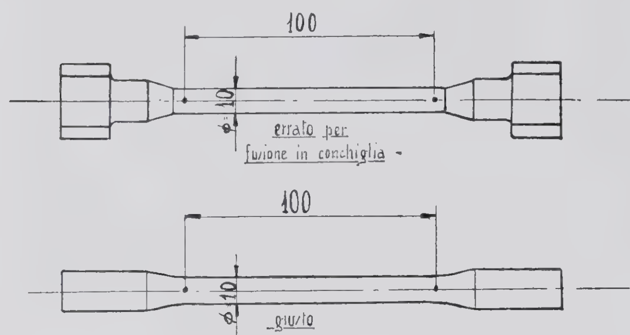


Fig. 59

bile. A tale proposito è opportuno ricordare che le leghe leggere presentano in generale una bassa aderenza per le vernici, il buon esito delle quali dipende in gran parte dalla cura con la quale si è preparata inizialmente la superficie da ricoprire.

Non è mai conveniente mettere in opera, salvo nel caso di pezzi con funzioni esclusivamente ornamentali, costruzioni in lega leggera, senza protezioni o verniciatura di sorta, facendo solamente affidamento sulla troppo decantata passivazione automatica delle leghe di alluminio. Il fatto di ricoprirsi di una sottilissima e resi-

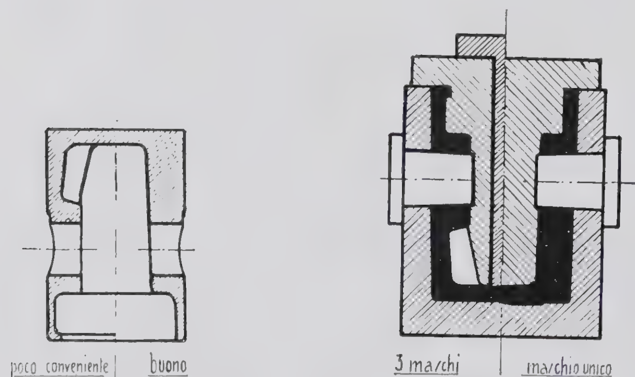


Fig. 60 Fig. 61

stente pellicola continua di ossido, oltre che costituire una protezione sulla quale si può far conto, sia pur limitatamente, solo per l'alluminio purissimo, non è in pratica mai sufficiente per impedire che il suo effetto possa venire annullato o comunque alterato nelle condizioni più impensate dai diversi fattori che agiscono in pratica sulla corrosione, quali aerazione differenziale, inomogeneità strutturale della lega, contatto con metalli più nobili, agitazione del mezzo, ecc.

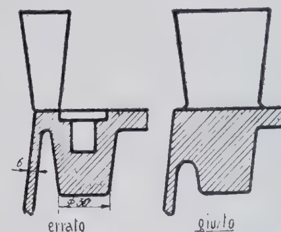


Fig. 62

Quando si prendano in considerazione organi destinati a funzionare in ambiente nettamente corrosivo è necessario procedere, in base ad elementi attendibili o me-

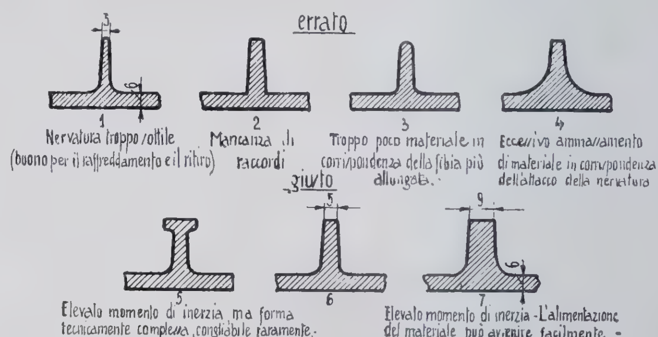


Fig. 63

glio ad esperienze dirette, alla scelta della lega e del rivestimento protettivo più adatti a resistere all'azione dell'agente corrosivo considerato.

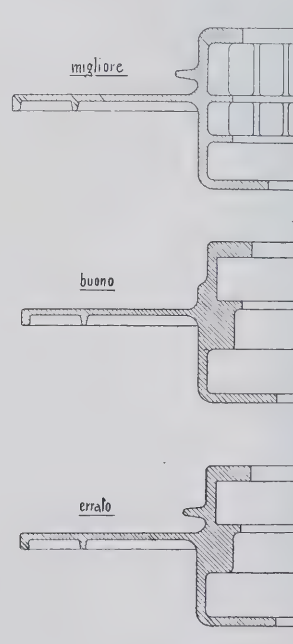


Fig. 64

In ogni caso assume particolare importanza la forma esterna del getto, che dovrà essere studiata in modo da realizzare profili curvi e ampiamenti raccordati che fa-

voriscano l'eliminazione dell'umidità, evitando sopratutto la presenza di nervature e di piani orizzontali o concavi sui quali si potrebbe fermare del liquido.

Qualunque sia l'agente corrosivo e qualunque sia la lega scelta il rivestimento protettivo deve essere studiato accuratamente in modo da ottenere una effettiva pro-

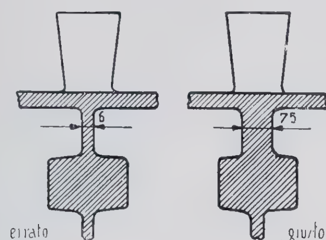


Fig. 65

tezione delle superfici; ciò si realizza adottando opportuni trattamenti superficiali, come l'ossidazione anodica o l'M B V, talvolta soli o più spesso seguiti da due o più mani di buona vernice scelta opportunamente.

Il contatto diretto delle leghe di alluminio con altri

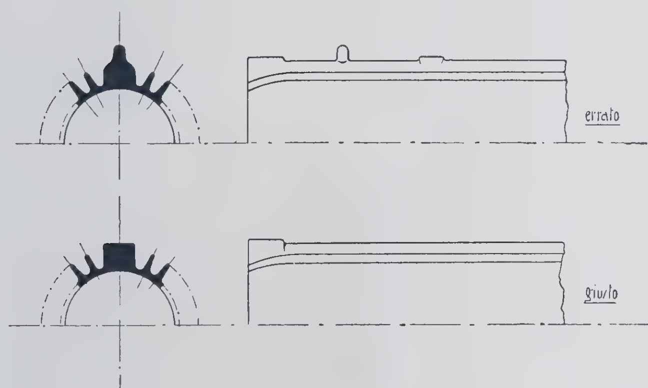


Fig. 66

metalli più nobili, quale ferro, bronzo, ottone, deve essere realizzato con opportuni accorgimenti, allo scopo di evitare gli inconvenienti connessi ai fenomeni di corrosione di contatto. In condizioni ambientali normali non è necessario, quando si tratti di pezzi poco importanti, ricorrere a speciali artifizii, essendo sufficiente limitarsi

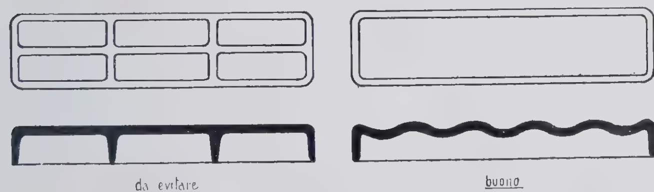


Fig. 67

a spalmare le parti a contatto con una miscela grasso gratifica (80 - 20) che funziona da isolante.

Quando invece i pezzi assolvono compiti statici importanti o in generale sono destinati ad essere sottoposti a severe condizioni di corrosione (per esempio bagnasciuga), l'isolamento deve essere reso più efficace interponendo opportune lacche o vernici, trattando con l'ossidazione anodica le parti in lega leggera, interponendo rosette di alluminio quando una superficie in lega leggera venga a contatto con un altra in lega pesante.

In generale è bene tener presente che per tutte le leghe il ferro è meno pericoloso agli effetti della corrosione di contatto, del bronzo e del rame e che in tutti i casi la corrosione è funzione per ogni lega, del valore del rapporto delle superfici a contatto.

Come si vede, la corrosione costituisce un capitolo molto delicato dello studio delle leghe leggere; non è certo inutile consigliare di esaminare con molta accuratezza le condizioni di impiego, prima di procedere senz'altro alla messa in opera del getto.

Fra le numerosissime leghe di alluminio, ve ne sono alcune la cui resistenza alla corrosione semplice può essere senz'altro paragonata a quella dei migliori acciai inossidabili; nessuna di esse però, in vista del posto occupato dall'alluminio nella scala dei potenziali elettrochimici, è così resistente da non richiedere nessun particolare artifizio quando venga a contatto con metalli più nobili, come spesso accade in pratica, in presenza di un elettrolita.

Questo significa che il progettista che si accinga allo studio di strutture destinate a resistere all'azione corrosiva di determinati agenti, dovrà tener conto particolare delle condizioni più sopra accennate, in modo da impedire senz'altro il verificarsi degli inconvenienti esposti.

L'esperienza acquisita attraverso numerose applicazioni realizzate sopratutto nel campo navale, hanno dimostrato che, qualora l'applicazione venga eseguita razionalmente, partendo in primo luogo da una lega adatta, l'effetto di corrosione di contatto in presenza del salino non si verifica o, in caso contrario, è trascurabile, quando si seguano le norme di montaggio più opportune.

* * *

Quanto è stato esposto nella presente memoria ha lo scopo di orientare il progettista che si accinge a prendere in considerazione lo studio di una struttura in lega leggera, mettendo in evidenza le norme principali che ne regolano il disegno ed il montaggio.

La maggior parte dei principi in essa contenuti, se pur apparentemente elementari, dimostrano in pratica di essere noti nel loro complesso solo al ristretto nucleo dei tecnici specialisti che militano nelle leghe leggere, mentre lo sono incompletamente e spesso confusamente, alla maggior parte dei tecnici e dei costruttori delle industrie.

Essi hanno carattere generale ed esclusivamente orientativo in quanto gli esempi riportati non vanno considerati come schemi rigidi dai quali non sia possibile discostarsi, anche se sono per la maggior parte ricavati da situazioni incontrate nella pratica normale dell'industria.

E' compito del progettista intelligente elaborare questi schemi, realizzando quella struttura che, tenendo con-

to delle specifiche esigenze richieste dall'impiego, più si avvicini alla loro applicazione integrale. Molto può fare in questo senso una stretta collaborazione tra il progettista e il fonditore, basata sulla reciproca comprensione, tendente a conciliare nel migliore dei modi le esigenze spesso opposte fra loro, della massima resistenza e della più facile lavorazione in fonderia, messe in relazione con la ricerca del costo più conveniente.

E' certo che il campo di applicazione delle leghe leggere potrà essere ulteriormente allargato solo quando saranno realizzate costruzioni razionali e funzionali intelligentemente studiate attraverso l'elaborazione delle norme fondamentali che ne regolano il disegno, e tali da rappresentare un sicuro successo eliminando quei dubbi e quelle incertezze che purtroppo ancora taluni esprimono, e spesso sentono in buona fede, quando si tratti di considerare l'impiego di questi materiali nazionali; solo seguendo questa strada sarà possibile, siamo convinti, ottenere un sicuro ed efficace contributo alla realizzazione del programma autarchico.

BIBLIOGRAFIA

DORNAUF - *Richtlinien für die Vorbereitung des Silumins in der Sonderdruck nach Hauszeitschrift der V.A.W. un der Erftwerk für Aluminium* - N. 1/3 Janiar-Maerz (1931).

GUASTALLA R. - *Corrosione marina delle leghe leggere ed ultraleggere* - Alluminio N° 5 (1937).

GUASTALLA R. - *I pistoni in lega di alluminio nei motori a combustione interna* - Atti Sind. Fasc. Prov. Ingg. di Lombardia - Nov. Dic. (1934).

PANSERI C. - *La fonderia di alluminio* - Hoepli - Milano, (1934).

PREVER C.-BALMA E. - *Comportamento alle sollecitazioni ripetute dei getti in leghe leggere ed ultra leggere* - L'Industria Meccanica, Anno X, N° 12, pag. 801-812.

PREVER *V. S.* - *Modulo di elasticità, limite elastico e limite di snervamento nelle leghe leggere* - L'Industria Meccanica, Anno XVII, N° 12, pag. 1041-1047.

SCHWARZ F. V. - *Influenza delle sezioni dei getti sulle caratteristiche meccaniche di alcune leghe di alluminio per fonderia* - Zeitschrift fuer Metallkunde - XXV, pp. 269-274 (1933).

SPITALER P. - *Die Gusslegierungen Elektronmetall und Hydronalium* - N° 24 - Internationaler Giessereikongress Duesseldorf 1936 - Technisch-Wissenschaftliche Vortraege.

SPITALER P. - *Werkstoffgerechter Entwurf von Gussstuecken aus Elektronmetall* - Die Giesserei - Vol. 16, pagg. 389-396 (1937).

—— - *Aluminium Taschenbuch* - 7.te Auflage - Aluminium Zentrale, Akt. Literarisches Buero, Berlin (1937).

WORTL W. - *Konstruktions-und Fertigung-Praxus von Leitchmetall Gusstücken* - Aluminium N° 2, pagg. 71-86 (1937).

ZEERLEDER A. VON - *Sullo sviluppo delle prove di fatica sull'alluminio e le sue leghe leggere* - Alluminio. Vol. IV, pp. 95-105 (1935).

MUSATTI *I.* - *Proprietà dinamiche delle leghe ultraleggere* - La Metallurgia Italiana - Anno XXII - Nuova serie N° 14.

PARRAVANO N. - *Proprietà statiche delle leghe ultraleggere* - La Metallurgia Italiana - Anno XII - Nuova serie N° 5 - pagg. 367-402.

28 Ottobre, 1937-XVI.

NOTIZIARIO TECNICO

X Congresso Internazionale di Chimica

Iniziatosi il 15 maggio con la solenne seduta inaugurale in Campidoglio, si è concluso il 21 maggio il X Congresso Internazionale di Chimica.

I lavori presentati costituiscono una tale massa di contributi in tutto il vasto scibile della Chimica, che solo la raccolta degli Atti, che è in corso di stampa, potrà dare una chiara visione di questa storica tappa dell'umano sapere.

L'organizzazione si può affermare che è risultata perfetta. I convenuti, oltre duemila, accorsi da 34 Stati e, in special modo, dalla Germania e dalla Francia, Paesi la cui esperienza in fatto di Congressi è grandissima, sono rimasti ammirati della organizzazione veramente ottima. Tanto era da aspettarsi dalla capacità degli organizzatori e dalla ospitalità della Città Universitaria, ottimamente attrezzata.

Hanno partecipato a questo Congresso ben cinque premi Nobel e precisamente i professori Aston, lo scopritore degli isotopi Von Euler, Chelpin e Karrer, entrambi assai benemeriti della chimica biologica per gli studi del primo sugli enzimi vegetali e particolarmente dei fermenti, e per le scoperte del secondo, sulle vitamine A e B, ed infine Bergius, il geniale inventore dell'idrogenazione dei carboni.

Le undici Sezioni, nelle quali sono stati distribuiti i lavori del Congresso, hanno accolto le comunicazioni inerenti alle varie branche della Chimica, dalla Chimica Generale a quella dei prodotti fondamentali, ai problemi della alimentazione, della Chimica Vegetale ed Agraria, e perfino a quelli dell'igiene, della bellezza, dei trasporti, della difesa e di tante altre applicazioni come quelle relative all'Astronomia, all'Archeologia ecc. Il Congresso ha quindi costituito, oltre che un avvenimento scientifico di primo ordine, anche, e principalmente, un vero successo per lo *Studium Urbis*. Le undici Sezioni hanno potuto compiere i lavori contemporaneamente, durante una intera settimana, in grandi sale comode, esteticamente decorose e vicinissime le une alle altre in modo da permettere agli uditori, in pochi minuti, rapidi e comodi spostamenti.

Un'interessante Mostra della Stampa tecnica è stata organizzata nei locali della Facoltà di Giurisprudenza.

Segnaliamo le comunicazioni e i lavori presentati, che si riferiscono particolarmente all'alluminio.

Le proprietà chimiche e strutturali del fluoruro d'alluminio e dei sali doppi che ne derivano - V. Caglioti (Roma).

Viene fatto un ampio esame delle proprietà chimiche e strutturali del fluoruro d'alluminio e dei sali doppi che ne derivano e che hanno interesse per la formazione della criolite artificiale.

Vengono studiate le reazioni di formazione della criolite artificiale, sia direttamente da soluzioni di AlF_3 e NaF, o per pseudomorfosi di NaF solido con la soluzione di AlF_3, sia attraverso la formazione di una fase intermedia $NaAlF_4 \cdot xH_2O$, a cui si dà il nome di pseudocriolite.

Si stabiliscono inoltre le relazioni genetiche e strutturali tra pseudocriolite e criolite naturale $Na_5Al_3F_{14}$. Le proprietà fisiche e chimiche e la capacità della pseudocriolite a reagire con soluzioni di fluoruro di sodio per formare criolite sono messe in relazione con la particolare struttura della pseudocriolite che è del tipo «ionico filiforme» caratteristico della criolite naturale con una lieve dilatazione in direzione normale all'asse c. Si dimostra che il fluoruro d'alluminio può dare con HF e con H_2O prodotti aventi una struttura analoga alla pseudocriolite $NaAlF_4 \cdot xH_2O$.

Viene infine studiata la demolizione graduale della criolite artificiale mediante soluzioni acide e dimostrato che essa può cedere una parte del fluoro e del sodio per dare origine a prodotti con struttura del tipo della pseudocriolite.

Nuovo metodo per la solubilizzazione degli alcali contenuti negli allumino-silicati naturali - G. A. Blanc e F. Jourdan (Roma).

Gli autori espongono un metodo di solubilizzazione degli alcali, ed in particolare della potassa, contenuti negli allumino-silicati alcalini, che consiste nel provocare, in date condizioni di temperature e di pressione, la dissociazione del silicato in presenza di calce, ma in assenza di acqua in fase liquida.

Tale metodo, basato su una reazione in fase solida, oltre che permettere a parità di condizioni termodinamiche una più rapida dissociazione dell'alluminio-silicato alcalino, evita la considerevole diluizione delle soluzioni alcaline che si ottengono coi metodi noti di trattamento degli allumino-silicati alcalini con calce in presenza di acqua in fase liquida, permettendo invece di ottenere, senza evaporazione, liscivie di notevole concentrazione.

Ulteriori progressi nei metodi di trattamento con acidi delle rocce leucitiche e di altre rocce alluminose - G. A. Blanc e F. Jourdan (Roma).

Gli autori espongono un metodo semplice che permette la eliminazione rapida e completa del ferro e della silice, anche se presenti in quantità rilevante, dalle soluzioni saline del genere di quelle che si ottengono nel trattamento della leucite con acidi.

Tale metodo si basa anzitutto su una rapida e completa decomposizione che, in speciali condizioni termodinamiche, subisce il sale di ferro in presenza di certi composti di allumina sia naturali che artificiali: decomposizione per cui l'allumina di tali composti, fissando il radicale acido prima unito al ferro, passa in soluzione, mentre l'idrossido di ferro colloidale residuale, che sarebbe assai difficilmente separabile per filtrazione, viene fissato per adsorzione su di un sopporto opportunamente creato, restando così eliminato. Il metodo si basa inoltre sull'osservazione fatta che, nelle particolari condizioni termodinamiche suddette, la fissazione per adsorzione della silice colloidale, eventualmente presente nel liquido, avviene con facilità tale da eliminare ogni preoccupazione circa la presenza di essa in quantità notevoli nel liquido d'attacco.

L'esperienza ha dimostrato che il suddetto metodo di eliminazione del ferro e della silice permette:

a) di adoperare le rocce leucitiche, qualunque esse siano, allo stato grezzo, con la ganga e con le polveri, anzichè dover adoperare il minerale arricchito: il che permette il ricupero di proporzioni assai considerevoli di allumina e di potassa che altrimenti vanno perse;

b) di impiegare, quale materiale per lo spostamento del radicale acido unito al ferro, rocce alluminose sino ad ora considerate come inutilizzabili;

c) di eliminare dai processi di trattamento della leucite per via acida l'uso di acidi ad alta concentrazione.

Ricerche sulla corrosione dell'alluminio - L. Tronstad (Trondheim).

Determinazione di piccole quantità di rame nell'alluminio con il metodo polarografico - L. Lucchi (Milano).

L'analisi polarografica delle leghe ultraleggere a base di magnesio - G. Semerano (Padova).

Data l'importanza attuale delle leghe ultraleggere a base di magnesio si è elaborato un metodo di analisi qualitativa e quantitativa di dette leghe che, accanto alla necessaria esattezza, presenta il pregio di una grande rapidità.

Il metodo polarografico, dimostratosi particolarmente indicato, sotto questi punti di vista per l'analisi di altri prodotti metallurgici (acciai, ottoni, alluminio, ecc.), risponde perfettamente allo scopo anche per le leghe ricche di magnesio.

Vengono illustrati i risultati conseguiti nell'analisi di alcune delle leghe ultraleggere più comuni.

Determinazione del silicio nelle leghe Al-Si - A. Terni e G. Moravia (Bologna).

La determinazione del silicio nelle leghe Al-Si viene fatta comunemente trattando la lega con una miscela di acidi cloridrico, nitrico e solforico e scaldando fino a fumi bianchi allo scopo di ossidare il silicio a silice, ed insolubizzare questa. Operando in tale modo, però, solo una parte del silicio viene ossidata, ed è perciò necessario, dopo filtrazione, fondere il precipitato con carbonati alcalini, anche per eliminare una certa quantità di allumina che rimane inglobata nella silice.

La determinazione può essere fatta molto più semplicemente trattando la lega con solo acido cloridrico diluito: in questo modo si ottiene la separazione del silicio che può essere pesato direttamente. Il problema è stato studiato a fondo da L. H. Callender, il quale dice tra l'altro che, attaccando la lega senza la presenza di un ossidante, si perde silicio sotto forma di prodotti volatili, specialmente se la lega è stata temprata verso i 550°. Dalle esperienze degli autori risulta che ciò non è vero. Numerose determinazioni eseguite sopra due tipi di lega a basso ed a talto tenore di silicio, anche dopo tempra, hanno dato risultati ottimi. Questo, del resto, sta in accordo colla natura della lega Al-Si nella quale, non avendosi formazione nè di composti nè di soluzioni solide, il silicio si trova libero e cristallizzato, e perciò non attaccabile dall'acido cloridrico diluito.

Preparazione di composti di alluminio puri dall'argilla - S. Bretsznajder (Warschau).

Sono stati fatti degli esperimenti allo scopo di ottenere dall'argilla dei composti di alluminio puri atti a servire come materiale di partenza per la produzione dell'alluminio. I metodi adoperati dovevano permettere una lavorazione a ciclo continuo. L'alluminio contenuto nell'argilla fu sciolto mediante acido solforico. Alcuni dei metodi elaborati furono provati su scala semi-industriale.

Si potè constatare che trattando argilla cotta a 600° con acido solforico, l'alluminio passava in soluzione molto più facilmente del ferro.

Vengono riferiti esperimenti eseguiti per separare il solfato di alluminio dai sali di ferro. In questi esperimenti si dovette tener conto:

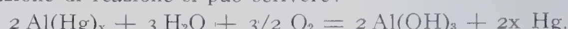
a) che la tensione di decomposizione del solfato di ferro è superiore a quella del solfato di alluminio;

b) che i composti di ferro subiscono l'idrolisi con maggiore facilità che non quelli dell'alluminio.

Inoltre fu esaminata la misura nella quale il rendimento in cristalli e la purezza dei cristalli di allume d'ammonio e di solfato d'alluminio dipendono dalla concentrazione degli ioni idrogeno nelle soluzioni, nonchè l'andamento dell'idrolisi di soluzioni di solfato d'alluminio in autoclave a temperature elevate.

La cinetica della reazione del vapor acqueo e dell'ossigeno sull'alluminio amalgamato - M. Blumenthal (Warschau).

Si è studiata l'azione del vapor d'acqua e dell'ossigeno su lamine di alluminio amalgamato. L'ossigeno asciutto non ossida l'alluminio amalgamato, poichè questo si copre subito di uno strato protettore di Al_2O_3. In presenza dell'umidità dell'aria invece la reazione procede rapidamente. Si formano parecchie modificazioni topochimiche del prodotto di reazione: $Al(OH)_3$. L'equazione di reazione si può scrivere:



$$2\,Al(Hg)_x + 3\,H_2O + 3/2\,O_2 = 2\,Al(OH)_3 + 2x\,Hg.$$

Durante lo studio della cinetica di questa reazione si procedette in modo da mantenere costante la tensione del vapor d'acqua misurando le diminuzioni di tensione dell'ossigeno. La velocità di reazione J decresce con il tempo secondo la legge: $J = kt^{-}$ il che dà ragione dell'influenza inibitrice de iprodotti di reazione.

Se non è presente ossigeno, il vapor d'acqua agisce sull'alluminio come appare dalla reazione seguente:



$$2\,Al(Hg)_x + 6\,H_2O = 2\,Al(OH)_3 + 3\,H_2 + 2x\,Hg.$$

L'idrato di alluminio si forma allora nella modificazione cristallina. Durante la reazione la pressione aumenta a causa della formazione di idrogeno. Si è studiata la cinetica di questa reazione insieme con J. Zaleski. Gli esperimenti furono eseguiti a 4 temperature: 0°, 25°, 35°, 50°C. Per la produzione di vapor d'acqua furono utilizzate soluzioni acquose di $CaCl_2$ avent tensioni note di vapor d'acqua tra 4 e 31 mm Hg.

Si vide che la reazione tra vapor d'acqua ed alluminio decorre con velocità costante quando è costante la tensione del vapore acqueo. Ciò prova che in quseto caso non si forma uno strato protettore di Al_2O_3. La velocità di reazione J è proporzionale alla n-esima potenza della tensione del vapor d'acqua p: $J = kp^n$; dove $2 > n > 1$. Questa relazione coincide con l'andamento dell'isoterma di adsorbimento di Freundlich per il vapor d'acqua su sostanze debolmente bagnabili. Ci si può dunque spiegare il processo ammettendo l'esistenza di uno strato di adsorbimento sulla superficie dell'amalgama. Poichè l'adsorbimento diminuisce con l'aumentare della temperatura, anche il coefficiente di temperatura delle velocità di reazione è < 1. La grandezza dell'energia E, ricavata dall'equazione di Arrhenius, è determinata in questo caso dal calore di adsorbimento. Se ne possono ricavare i seguenti valori di E : E = 8000-12000 cal. Dalla grandezza assoluta delle velocità di reazione risultano valori di E più piccoli che stanno entro i limiti: E = 4000 - 6000 cal.

Ricerche sul berillio e sulle sue leghe - L. Losana (Torino).

Viene esaminata la situazione tecnica ed economica dell'estrazione del berillio in relazione alle recentissime realizzazioni italiane. Sono studiati i metodi per ottenere berillio puro, purissimo ed in lega con altri metalli. Vengono definiti i diagrammi di stato principali, finora malamente ed imperfettamente conosciuti, col rame, nichelio, ferro, argento, alluminio, magnesio, e taluni punti dei diagrammi ternari derivati.

Sono state studiate con precisione le proprietà fisico chimiche del Be a vari stadi di purezza nonchè di molte sue leghe.

Influenza del tenore di silicio sulle caratteristiche metallografiche e di maturazione della lega Al-Cu-Mg-Ni (Lega Y) - C. Panseri (Milano).

L'importanza pratica che è venuta assumendo, specialmente nel campo aeronautico, la lega Y, ha consigliato uno studio accurato della influenza che il tenore di Si esercita sulle caratteristiche metallografiche e sulle caratteristiche di maturazione di questo materiale.

Lo studio ha anche lo scopo di verificare, per via sperimen-

tale, se effettivamente i limiti imposti ai tenori di Si dai vari capitolati esteri relativi alla lega Y, hanno una determinata ragione di esistere.

Si sono prese in esame cinque leghe, nelle quali i tenori di Si crescono regolarmente da 0,10 a 2%.

Sono state eseguite le micrografie a vari ingrandimenti sia delle varie leghe semplicemente gettate in conchiglia normale del diametro di 20 mm, sia delle leghe stesse, portate al liquido, alla temperatura di 720°, in crogiuolo di grafite e portate fino alla temperatura normale secondo una legge di raffreddamento estremamente lenta, in modo da favorire la segregazione dei vari costituenti e la loro coagulazione in elementi di dimensioni più adatte ad un accurato studio metallografico.

Si è inoltre verificato il limite di fusione inferiore (solidus) dei vari tipi di lega studiati mediante il metodo micrografico, e si sono determinate, per ogni lega e per la temperatura di tempra ritenuta più adatta in base alle precedenti prove, le curve di maturazione (invecchiamento) alla temperatura normale, alla temperatura di 100°, ed a quella di 200°.

Chimica e aeronautica - E. Recchia (Milano).

Dopo aver ricercato l'inizio storico della collaborazione chimica-aeronautica, e le ragioni di una tale alleanza, si tratteggia l'opera e il ruolo del chimico addetto ad una grande industria di costruzioni aeronautiche. Si illustra brevemente la collaborazione delle diverse branche della chimica pura ed applicata alla risoluzione dei problemi di progetto e di costruzione di aeromobili. Ci si sofferma in ispecial modo sulle lavorazioni e sui processi che più interessano il chimico, come la saldatura autogena, la galvanostegia, la verniciatura, la difesa dalle corrosioni, e si cerca di mettere in evidenza il valore del contributo portato dalla chimica, e in special modo dalla chimica metallurgica, all'evoluzione dei materiali ed al conseguimento del progresso aeronautico.

La produzione di Raffinal (alluminio purissimo) e le sue applicazioni nell'industria chimica - A. Zeerleder e E. Zurbrügg (Neuhausen).

Vengono dapprima descritti i precedenti procedimenti per la produzione di alluminio purissimo a mezzo di raffinazione, come quelli sviluppati da Hoopes, Betts e Tucker. Segue quindi la spiegazione dei procedimenti adoperati in Europa in iscala industriale da Gadeau (Alais, Froges e Camargue) dalla A.I.A.G. (Aluminium Industrie A. G.) a Neuhausen, processi con cui è possibile la produzione di alluminio al 99,99%.

Nella seconda parte è studiata l'influenza che viene esercitata sulle proprietà fisiche da un contenuto da zero ad 1% di ferro, silicio, rame, zinco, magnesio e manganese.

E' riferita in particolare l'influenza di queste aggiunte nei confronti dell'attacco con idrossido sodico in soluzione all'1 e 5%, acido cloridrico al 10%, acido solforico al 20%, acido nitrico al 5 e 20% e concentrato e con la soluzione di Mylius.

Questi esperimenti hanno mostrato in modo preciso che la resistenza all'attacco del Raffinal non viene influenzata sopratutto dal magnesio e in parte neppure dal silicio e dallo zinco. Si offre perciò la possibilità di aumentare la resistenza meccanica mediante opportune aggiunte senza alterare l'elevata resistenza alla corrosione del Raffinal.

Effetti del film dell'alluminio sul comportamento chimico ed elettrochimico del metallo - A. Quartaroli e O. Belfiori (Cagliari).

Si dimostra, con ricerche effettuate con alluminio purissimo, che la presenza del film è condizione indispensabile perchè si verifichi la polarizzazione elettrostatica (inattaccabilità p. es. da HCl).

Se il film viene completamente asportato con soluzioni di idrato sodico, allora il metallo reagisce per 15'-20' con HCl n: il tempo necessario per ripristinare un film sufficiente per permettere la polarizzazione. Dopo il trattamento con idrato sodico, il metallo non reagisce affatto con HCl n se viene tenuto 15' in acqua. Ciò dimostra essere necessaria la presenza del film perchè si stratifichi H+ e al tempo stesso che l'acqua ripristina rapidamente il film asportato.

L'alluminio tecnico privato con idrato sodico del film e introdotto in HCl n dà origine a un attacco rapido che è in certo qual modo un contrapposto del periodo di incubazione, perchè arriva al regime stabile di attacco con decremento di velocità. Ciò prova che tale regime stabile corrisponde non alla denudazione del metallo ma ad un film ridotto che risulta dall'equilibrio fra l'azione dissolvente del film per opera dell'acido e la ricostituzione per opera dell'acqua.

Le ricerche sullo spostamento elettrochimico di Hg o Cu per parte dell'alluminio puro mostrano che a seconda della preparazione preliminare del pezzo può non avvenire nessuna deposizione, ovvero il metallo nobile può infiltrarsi nel film senza toccare il metallo nudo, ovvero può in alcune zone localizzate giungere sul metallo nudo.

Viene discusso il significato di tali fenomeni.

Lucidatura elettrolitica

I metodi classici di lucidatura tendono ad alterare la struttura superficiale dei metalli molli per incorporamento di grani d'abrasivo.

Tali metodi male si adattano allo studio micrografico dell'alluminio. Mr. Jacquet ha messo a punto un procedimento di politura elettrolitica. Il bagno è costituito da una miscela di anidride acetica ed acido perclorico. Il campione viene piazzato verticalmente a qualche centimetro dal catodo. Una tensione assai elevata (50 a 100 V) è applicata per ottenere una densità da 3 a 5 A per dm². La temperatura si mantiene sui 45° e 50°. L'operazione dura circa un quarto d'ora, si lava in seguito il campione con acqua distillata e si secca con alcool ed etere.

L'esame micrografico può essere spinto sino ad un ingrandimento di 2.500 diametri.

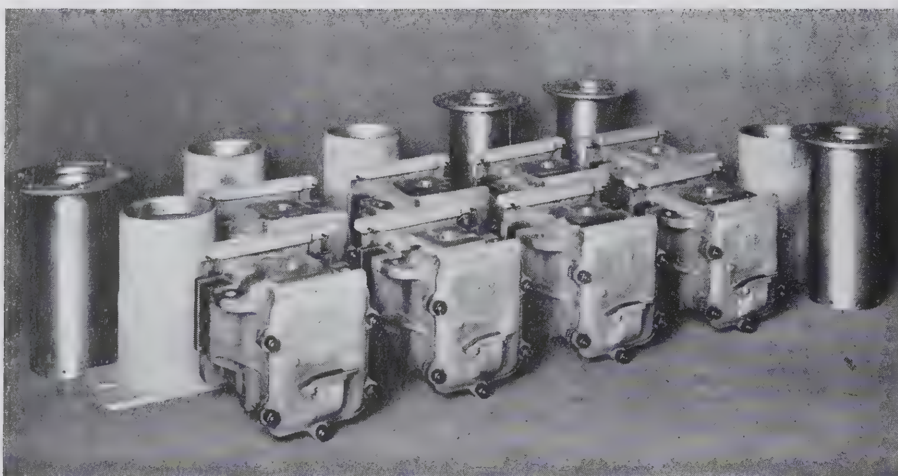
E' da notarsi che un bagno nuovo non dà subito buoni risultati e che un preventivo trattamento meccanico superficiale richiede un prolungarsi dell'elettrolisi per disciogliere lo strato superficiale anormale.

Spettri metallici

MM. Muraour et Michel-Levy piazzando una sottile lamiera d'alluminio al di sopra di un esplosivo contenuto in una scanalatura circolare scavata entro un blocco di ottone e mirando con uno spettrografo un punto 5 cm. più alto, ottennero al momento dell'esplosione uno spettro contenente in assorbimento le righe dell'alluminio ed in emissione la riga 2816 dell'alluminio ionizzato. Questo spettro è identico a quello ottenuto con il metodo Anderson con un filo sottile vaporizzato dalla scarica di un potente condensatore.

La polverizzazione di un metallo per esplosione permette quindi di ottenere degli spettri del tipo di quelli che caratterizzano le alte temperature.







Impiego delle leghe leggere da fonderia nei veicoli ferroviarî

L'amministrazione delle Ferrovie dello Stato sta conducendo una serie di importanti prove per esaminare il comportamento pratico di alcuni importanti organi meccanici delle carrozze ferroviarie. Le fotografie qui riprodotte mostrano alcune boccole ed alcuni respingenti realizzati in lega duralite, dalle note fonderie Borsello e Piacentino. L'interesse che deriva dall'alleggerimento delle boccole appare subito evidente quando si pensi al fatto che questi organi fanno parte del peso non molleggiato dei veicoli, peso al quale si devono far risalire taluni serî inconvenienti, derivanti sopratutto dagli urti e dalle scosse impresse dalla loro massa all'intero convoglio. D'altra parte, e per quanto si tratti di ben diverse caratteristiche d'esercizio, le esperienze condotte sulle boccole delle vetture tranviarie di Milano hanno sortito ad esito tale da lasciar pochi dubbi sul comportamento di queste che illustriamo. Ricordiamo anche che vari modelli di vetture Pullman applicano già da anni carrelli con boccole in lega di alluminio.

E' bene ricordare anzi come alla Century of Progress Exposition di Chicago fossero esposti dei carrelli Commonwealth a due assi, impiegati nelle costruzioni della Pullman Co. nei quali, eccezion fatta per qualche evidente particolare, non venne impiegato che alluminio sotto forma di getti.

Tutto questo dimostra quanto opportuno e lungimirante appaia lo studio iniziato dalle Ferrovie Italiane.

Per quanto concerne le armature dei respingenti, lo studio appare non meno interessante; varie ragioni, non ultima delle quali la facilità di esecuzione, militano infatti a favore della applicazione delle leghe di alluminio a questi particolari.

Quanto precede può mostrare all'evidenza l'importanza che le leghe d'alluminio da fonderia presentano nel campo delle costruzioni ferrotranviarie quando — e questo che illustriamo è certamente il caso — il disegno dei getti, la scelta del materiale adatto e l'accuratezza della esecuzione procedano da una precisa conoscenza delle particolari caratteristiche tecnologiche e meccaniche delle leghe leggere.

Linee di distribuzione a bassa tensione con conduttori in alluminio

Recenti disposizioni legislative a favore dell'impiego dell'alluminio e sue leghe nei conduttori elettrici, rendono di stretta attualità la conoscenza dell'esperienza estera sul montaggio delle linee di distribuzione a bassa tensione nell'interno di centri abitati e di allacciamento ai singoli utenti, eseguite con conduttori in alluminio.

Si ritiene pertanto opportuno riportare in appresso delle disposizioni redatte dalla Soc. An. Luce e Forza Motrice di Berlino (Bewag), le quali devono servire come direttive a tutti gli installatori della zona per la costruzione degli allacciamenti delle linee aeree di distribuzione a B. T., con conduttori in alluminio.

Tali disposizioni sono sunteggiate nella parte che non si riferisce strettamente al montaggio dei conduttori, ma solo a disposizioni generiche riguardanti la Società che ha redatto le istruzioni.

Conviene notare che le istruzioni si riferiscono a conduttori cordati omogenei in alluminio. In Italia, oltre i conduttori cordati in alluminio, potranno impiegarsi per linee a B. T. anche i conduttori in Aldrey.

Effettivamente nelle linee di distribuzione a B. T. nell'interno dei centri abitati, la distanza fra le mensole, le paline od i sostegni in legno, viene mantenuta solitamente entro 30÷35 m, e quindi, salvo pei conduttori di minima sezione, appare conveniente l'impiego dei conduttori omogenei in alluminio, piuttosto che conduttori in lega più adatti per campate di maggior importanza. Tuttavia occorre notare che con i conduttori in lega di alluminio (Aldrey) si può scendere, secondo le prescrizioni italiane redatte dal C.E.I., anche ad una sezione di 12 mm² (cordina a 3 fili).

Pei conduttori in alluminio, come risulta dalla pratica tedesca, conviene adottare la tensione massima di 4÷5 kg/mm²; per i conduttori in Aldrey la tensione meccanica in linee ad A. T. od in importanti linee di distribuzione in aperta campagna, può essere portata fino a 10 kg/mm². In generale però per le linee su paline, pali in legno, ecc. a corte campate, converrà mantenere tensione inferiore ad evitare uno sforzo eccessivo sui sostegni di amarro ed angolo, tenuto conto che le freccie risultano piccolissime in relazione alle corte campate. Pertanto sarà opportuno adottare anche per l'Aldrey tensioni da 7 a 9 kg/mm² in relazione anche alla sezione del conduttore.

Si può anche rilevare che i tipi di legature e di morsetteria indicati nelle istruzioni corrispondono a pratica in alcuni punti diversa dalla pratica italiana, però le istruzioni della Bewag rivestono sempre un notevole interesse e potranno essere convenientemente modificate secondo l'attuale pratica italiana e secondo le esperienze che verranno eseguite nel nostro Paese.

Linee aeree a bassa tensione private e di allacciamento ad impianti casalinghi

(istruzioni della Bewag - Berlino)

SOMMARIO

1) Generalità; 2) Tracciato delle condutture; 3) Distanze fra i conduttori-incroci; 4) Dimensionamento e materiale dei conduttori; 5) Pali; 6) Paline da tetto e mensole a muro; 7) Isolatori; 8) Tesatura dei conduttori; 9) Fissaggio dei conduttori; 10) Collegamento dei conduttori (giunti); 11) Protezioni con valvole fusibili; 12) Protezioni contro le sovratensioni; 13) Terre; 14) Manutenzione; 15) Allacciamento di linee aeree ad impianti casalinghi; 16) Istruzioni.

1) GENERALITA' (1).

2) TRACCIATO DELLE CONDUTTURE.

a) *Linee aeree private* debbono se possibile essere fatte passare su terreni neutrali, strade, vie, oppure al limite di proprietà.

b) La posa della conduttura aerea da casa a casa, fra i tetti, non è ammessa, ad evitare difficoltà di manutenzione in esercizio. Si può fare la posa di linee aeree da casa a casa su mensole a muro se si hanno case allineate su cui le mensole possono essere montate ad uguale altezza.

c) Nel caso di *attraversamenti di terreni di proprietà di terzi* l'installatore deve procurarsi il nulla osta del proprietario e del fittavolo.

d) I neutri debbono essere disposti sempre come *conduttore inferiore* sia sui pali che sulle case.

3) DISTANZE FRA I CONDUTTORI-INCROCI (vedi VDE dove sono trattate tutte le distanze ed incroci qui non considerati).

a) Nel caso di *tetti ai quali non si accede regolarmente*, la distanza verticale fra la linea e la superficie del tetto non deve essere inferiore in nessun punto ai m. 1,25.

b) La distanza minima fra alberi e linee aeree deve essere di m. 1,25 in qualunque direzione.

c) E' vietato usare parti dell'impianto di distribuzione di energia per il fissaggio di *antenne* radio, ecc.

d) La distanza minima fra due linee aeree aventi tensione *inferiore a 1000 Volt nel caso di incroci e parallelismi* deve essere di m. 1,25.

e) Nel caso di *incroci e parallelismi* fra *linee aeree* con tensioni *sotto e sopra* 1000 *Volt*, attraversamenti di strade e corsi di acqua, bisogna sempre ottenere il permesso.

4) DIMENSIONAMENTO E MATERIALE DEI CONDUTTORI.

a) *Per il dimensionamento di linee aeree private* si devono considerare le prescrizioni particolari della Società relative agli amperaggi massimi.

b) La sezione minima di *linee aeree* di distribuzione a bassa tensione è di 6 mm² pel rame e di 16 mm² nel caso di adozione di alluminio (2).

c) Le corde di alluminio adoperate devono corrispondere alle prescrizioni e capitolati vigenti (in Italia norme C.E.I.).

d) Pei conduttori in cavo, da venire interrati, occorre adottare una profondità di almeno 70 cm. e nei punti ove c'è pericolo che il cavo possa venire danneggiato, esso va protetto con copertura. Negli *attraversamenti di muri*, il cavo va protetto con un tubo di ferro o di cotto

(1) Sono soppresse riferendosi strettamente al regolamento della Società tedesca.

(2) Le norme Italiane 7-2 ed. 1936 del C.E.I. indicano come minima sezione 20 mm² per i conduttori omogenei in alluminio e 12 mm² per i conduttori omogenei in lega di alluminio (Aldrey).

Per l'alluminio e sue leghe si devono adoperare sempre conduttori cordati, e non filo unico.

o simile, ed il foro di introduzione chiuso con materiali appropriati.

5) Pali.

a) I pali di legno adoperati devono essere diritti e *protetti efficacemente* contro l'imputridimento. Spalmature di protezione ed impregnazione parziale non sono sufficienti. Sono ammessi quei procedimenti di impregnazione che sono riconosciuti da un ente statale o parastatale (per es. Poste), come impregnazione totale per pali nuovi.

Superfici di taglio e fori eseguiti con trivella sui pali e contropali, vanno spalmati di catrame.

b) I pali devono essere *tagliati in cima di sbieco* per permettere all'acqua piovana di defluire liberamente. *I diametri minimi* in testa sono per tutti i tipi di palo:

nel caso di sezione del conduttore inferiore a 50 mm²: 15 cm.

nel caso di sez. del conduttore oltre 50 mm²: 18 cm.

c) I pali vanno *piantati in terra per 1/6 della loro lunghezza totale*, e almeno per m. 1,60.

d) I pali devono essere corredati da parte della Ditta fornitrice dei *seguenti dati*:

1) Segno di origine (ditta fornitrice del palo)

2) Lunghezza e diametro in testa del palo

3) Anno di fornitura.

Le indicazioni possono essere date su targhette speciali che non arrugginiscono o mediante marchiatura a fuoco.

e) Pali sollecitati dalla trazione unilaterale dei fili o da sollecitazioni d'angolo, p. es. nei punti di allacciamento, derivazione, terminali o d'angolo, vanno eseguiti, secondo la sollecitazione, con formazione a capra o cavalletto, ovvero a palo e contropalo.

f) Possibilmente si devono evitare gli ancoraggi dei pali con tiranti. Se non si possono evitare, vanno disposti e collocati come segue: per l'ancoraggio di pali si deve adottare corda di acciaio dello spessore minimo di 9 mm. la quale va avvolta intorno al palo 15 cm. sotto l'isolatore inferiore ed assicurata contro lo scivolamento da un robusto uncino o da una vite. Ogni ancoraggio deve essere munito di noce isolante proporzionata alla tensione d'esercizio, e di un tenditore. Il tenditore, che deve essere dello spessore di 5/8 di pollice e deve avere maglie chiuse, va intercalato nella corda di ancoraggio in modo che possa essere regolato dal palo. La noce isolante va montata all'altezza di circa 3 m. da terra. Su strade, piazze e luoghi simili gli ancoraggi devono essere protetti contro danneggiamenti. A questo scopo la corda d'ancoraggio va infilata in un tubo gas di almeno 2 pollici e lungo 3 m. in modo che m. 2,50 del tubo siano fuori terra e m. 0,50 interrati. Invece del tubo si può adoperare anche legno rotondo o quadrangolare impregnato e dallo spessore di 10 cm.

La corda di ancoraggio va fissata al tenditore mediante morsetti per corda o giunti attraverso redance. Tutte le parti dell'ancoraggio devono essere zincate a fuoco od avere un' equivalente protezione contro la ruggine.

g) *I dislivelli del terreno* debbono essere per quanto possibile compensati con pali di diversa lunghezza, di modo che gli isolatori non abbiano tiro in alto e che venga garantito il franco contro terra.

h) Nel caso di estese reti di conduttori converrà ad ogni 500 m. collocare un palo d'*amarraggio*.

6) Paline da tetto e mensole a muro.

a) Per le *paline da tetto* occorre adoperare tubo nuovo di ferro (tubo gas) del diametro interno di 2 pollici

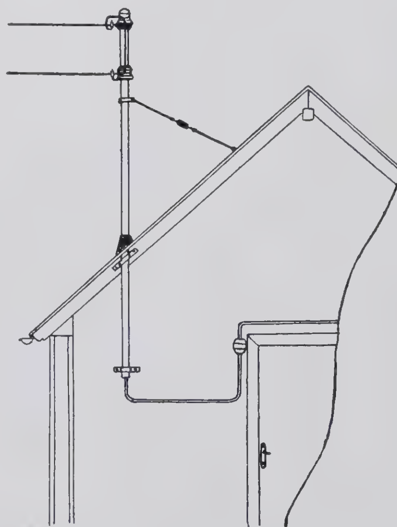


Fig. 1 - Palina da tetto.

e di un sol pezzo (senza manicotti). Lo spessore delle pareti dei tubi gas del diametro interno di 2 pollici corrispondente alle norme DIN 2440 deve essere almeno di mm. 3,75. Non sono ammesse sopra il tetto *forature delle paline* per fissaggio di isolatori o simili. E' ammesso praticare un'apertura nella paline per l'uscita del conduttore isolato nel caso che essa sia disposta fra i fissaggi del paletto.

b) *La lunghezza della palina* sopra il tetto, vale a dire sopra l'uscita, non deve superare i 3 m. Il *fissaggio* della palina sotto il tetto (per questa porzione bisogna usare almeno 1/3 della totale lunghezza del palo), va fatto mediante robuste ganasce doppie e viti prigioniere ed almeno in due punti possibilmente molto distanti fra loro (vedi fig. 1). Se non ci sono punti opportuni per il fissaggio, bisogna crearli coll'immuramento di tasselli di legno e ferri profilati.

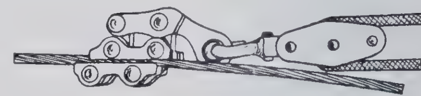


Fig. 2 - Morsetto di tesatura

c) *Paline da tetto* che superino l'altezza di 2 m. devono essere *ancorate*. A questo scopo serve e si deve adoperare corda di acciaio dello spessore minimo di 5 mm. Il tenditore che pure qui deve essere intercalato, deve avere uno spessore di 3/8 pollici ed occhielli chiusi. La corda di ancoraggio va portata al punto d'ancoraggio attraverso redance e fissata con morsetti per corda o pezzi di fissaggio. Il fissaggio della corda di ancoraggio da tetto va fatto al paletto con una ganascia ed all'edificio con un robusto uncino chiuso. Se non è possibile applicare un ancoraggio (poichè p. es. le paline debbono essere montate sul margine del tetto), si può usare anche un puntello di ferro (tubo gas 2 pollici) il quale va applicato dalla parte opposta a quella di un eventuale tirante. Tutte le parti di ancoraggio vanno zincate a fuoco oppure debbono avere una protezione equivalente contro la ruggine.

d) Le paline non devono avere collegamenti metallici *con parafulmini*.

e) I fori di passaggio nel tetto vanno muniti di una perfetta chiusura ermetica in modo che acqua piovana e neve non possano penetrare.

f) Per le paline da tetto occorre usare *conduttori isolati*. Lo stesso vale per i conduttori che andranno posati all'aperto sull'edificio, su pali o su mensole a muro. Per il passaggio da linea aerea a conduttore iso-

lato occorre adoperare una muffola terminale.

g) *Mensole a muro* devono essere in ferro e dimensionate proporzionalmente alle sollecitazioni.

h) *Paline da tetto, mensole a muro*, ganascie di fissaggio e porta-isolatori qualora siano in materiale soggetto a ruggine, vanno protetti con una durevole verniciatura.

7) Isolatori.

a) Per tensioni sino a 0,5 KV. si devono adoperare gli isolatori seguenti:

Isolatori di sostegno di linea secondo DIN-VDE 8011 (per conduttori alluminio).

Serie rigida tipo n. 80 per conduttori di sezione sino a 25 mm².

Serie rigida tipo n. 95 per conduttori di sezione sino a 95 mm².

Isolatori per amarraggi e calate a perno passante secondo DIN-VDE 8001 per conduttori di sezione sino a 95 mm² (trovano applicazione su pali d'ancoraggio, pali di derivazione con varie dimensioni e su pali di testa con grande sforzo in cima).

Nelle derivazioni per allacciamenti di impianti casalinghi si raccomanda di adoperare isolatori di amarro, eventualmente a perno passante a doppia scanalatura.

b) *Disposizione degli isolatori sull'edificio*: nel caso di allacciamento a due conduttori mantenere gli isolatori uno sotto l'altro a distanza di 40 cm. (vedi fig. 4 *a*).

Nel caso di allacciamenti a tre o quattro conduttori gli isolatori vanno disposti come in figg. 4 *b* e 4 *c*, in modo che la distanza reciproca dei conduttori non sia inferiore in nessun punto a 40 cm.

Vale lo stesso per impianti esistenti i quali vengono completati sino ad avere tre oppure quattro conduttori.

c) *Gli isolatori sui pali* vanno montati secondo figg. 3 *a,b* e *c* in modo che *la distanza minima fra i conduttori risulti di 40 cm.*

Per decidere se disporre gli isolatori l'uno sotto l'altro oppure alternativamente sui pali dai quali partono derivazioni, oppure sui pali intermedi degli allacciamenti casalinghi, occorre considerare le condizioni dell'impianto. L'isolatore più in alto va collocato ad una distanza di 15 cm. dalla testa del palo.

d) Sugli isolatori secondo D I N V D E 8011 (n° 8 e n° 95) si può fissare nel caso di adozione di alluminio al massimo solo una derivazione e nel caso di adozione di rame al massimo due derivazioni. Per diminuire il numero degli isolatori necessari nel caso di derivazioni conviene adottare isolatori a perno passante od isolatori rigidi a doppia scanalatura.

e) Il numero delle derivazioni su un palo può essere al massimo di due su ogni lato della palificazione e cioè in totale quattro. Nei muri le mensole degli isolatori vanno cementate. Ingessature non sono ammesse.

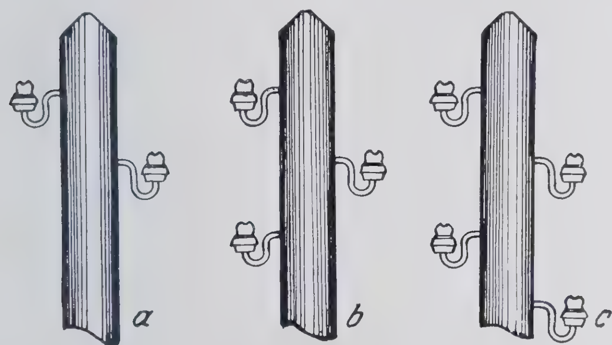


Fig. 3 - Disposizione degli isolatori sui pali.

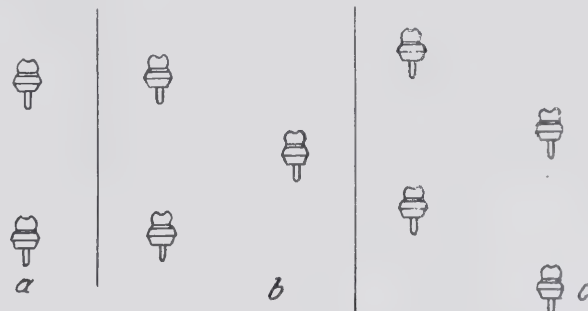


Fig. 4 - Disposizione degli isolatori sugli edifici.

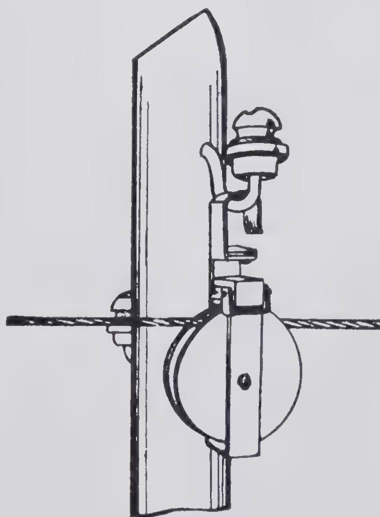


Fig. 5 - Puleggia per tesatura.

8) Tesatura dei conduttori.

a) Lo stendimento dei conduttori in alluminio va eseguito sopra opportune pulegge in legno od in alluminio. (vedi fig. 5).

b) Nella tesatura dei conduttori non si devono adoperare i morsetti a rana come nel caso di conduttori di rame, ma invece speciali morsetti di tesatura con ganasce in legno ed alluminio per non danneggiare i conduttori in alluminio (vedi. fig. 5).

c) *Le distanze dei pali* (campate) con *conduttori in alluminio non devono superare i 30 m. e con conduttori in rame i 35 m.*

d) Le frecce e le tensioni si possono rilevare dalla tabella a pagina seguente.

9) Fissaggio dei conduttori.

a) Il fissaggio dei conduttori in alluminio agli isolatori nei punti di estremità va fatto con opportuni morsetti terminali (v. fig. 6). Si possono adoperare giunti a tacche con avvertenze opportune per la buona regolazione dei conduttori. Nel caso di conduttori di alluminio i giunti *a vite* ed *a chiodo*, non sono ammessi nè per il fissaggio nè per il collegamento dei conduttori per il pericolo di danneggiare eventualmente la corda.

Conduttori di rame a filo unico possono essere fissati senza morsetti all'isolatore del palo di testa, a mezzo di una quindicina di spire strette.

b) *Fissaggi all'isolatore lungo la palificazione* vanno fatti o con opportune legature oppure con collari di fissaggio. Sono ammesse le *legature*: incrociata, incrociata rinforzata, con staffa a collare di corda od a collare massiccio (vedi figg. 7 *a, b, c*). Per conduttori in rame basta la semplice legatura incrociata. Il collare di fissaggio con morsetti (vedi fig. 8) presenta rispetto alle legature il vantaggio di ottenere un rapido e si-

TABELLA I.

Sollecitazione unitaria a trazione kg/mm²	Sezione nominale mm²	Campate m	Temperatura in °C													
			— 20°		— 10°		— 0°		+ 10°		+ 20°		+ 30°		+ 40°	
			Al	Cu	Al	Cu	Al	Cu	Al	Cu	Al	Cu	Al	Cu	Al	Cu
			Frecce in cm													
		20	3	12	5	18	8	22	15	27	22	31	28	35	33	38
	16	25	9	28	15	34	23	39	31	43	38	47	44	51	50	55
		30	25	48	34	53	43	58	51	63	57	67	64	71	69	75
		35	50	72	59	77	67	81	74	86	80	90	87	94	92	98
Per alluminio .		20	3	9	4	12	5	17	9	22	16	26	23	30	29	34
5 kg/mm²		25	5	18	7	24	11	29	18	35	27	40	34	44	41	48
	25	30	9	33	14	39	22	45	32	50	41	55	49	60	56	64
Per rame . .		35	19	51	29	58	40	63	49	69	58	74	66	79	73	84
6 kg/mm²		20	3	8	4	11	5	15	9	20	16	25	23	29	29	33
		25	4	13	5	17	8	23	14	29	22	34	30	39	37	43
	35	30	7	25	9	31	14	37	22	43	32	49	41	54	48	59
		35	11	39	16	46	24	53	35	59	45	65	55	70	63	75
		20	3	14	5	18	8	23	15	27	22	31	28	35	33	39
		25	5	26	8	32	12	37	20	41	29	46	36	50	42	54
	50	30	8	43	12	49	20	54	29	59	39	63	47	68	54	72
per alluminio e		35	14	64	22	69	32	74	43	79	52	84	61	88	69	92
rame 4 kg/mm²		20	3	12	5	16	8	21	15	25	22	30	28	33	33	37
		25	5	21	8	27	12	32	20	37	29	42	36	46	42	50
	70	30	8	36	11	42	17	48	26	53	36	58	44	62	52	67
		35	11	54	16	60	24	66	35	71	45	76	55	81	63	85

Nota: I conduttori omogenei di piccola o media sezione, in rame ed in alluminio, normalizzati in Germania sono i seguenti:

Sezione in mm²		Formazione	Diametro totale del
Nominale	Effettiva	n. e ∅ dei fili in mm	conduttore
16	15.9	7×1.70	5.10
25	24.2	7×2.10	6.30
35	34	7×2.50	7.50
50	49	7×3.00	9.—
50	48	19×1.80	9.—
70	66	19×2.10	10.50
95	93	19×2.50	12.50

curo fissaggio dei conduttori senza personale specialmente addestrato.

c) La corda di alluminio sull'isolatore va protetta contro i danneggiamenti in ogni *punto di fissaggio* mediante fasciatura con un nastro di alluminio di mm. 10 x 1 indifferentemente se si tratta di fissaggio al palo di estremità oppure di un fissaggio lungo la palificazione (vedi figg. 7, 8, 10, 11 e 12).

10) COLLEGAMENTO DEI CONDUTTORI (GIUNTI).

a) *Giunti sollecitati a trazione* (fra due punti di appoggio) vanno eseguiti mediante giunti con serraggio a coni oppure con giunti a tacche (v. fig. 9). Nel caso di conduttori in alluminio non sono ammessi giunti a bulloni oppure a chiodi per il pericolo di danneggiamenti.

b) Con conduttori in alluminio, per i giunti del conduttore principale che non sono sollecitati a trazione (quali si hanno per es. nei punti di derivazione, vedi fig. 10) si devono adoperare morsetti paralleli che abbiano almeno 3 bulloni.

c) Come *morsetti di derivazione* per allacciamenti casalinghi o per linee volanti sino ad una lunghezza di 100 m. alle quali vengono allacciati al massimo tre utenti, si possono usare morsetti più piccoli, i quali tuttavia devono avere almeno 2 bulloni. Con conduttori in rame in questo caso bastano morsetti ad un solo bullone.

d) Per il collegamento di conduttori in alluminio con quelli in rame si devono adoperare morsetti in *alluminio-rame* e precisamente per i conduttori principali quelli con tre e quattro bulloni. Per collegamenti di derivazione si possono adoperare morsetti relativamente più piccoli.

e) Per conduttori in alluminio per allacciamenti di impianti casalinghi si possono adoperare all'estremità dell'allacciamento anche i cosidetti *morsetti alluminio-rame terminali*, con i quali si può eseguire tanto l'ancoraggio della linea quanto la derivazione del conduttore di rame (vedi fig. 12).

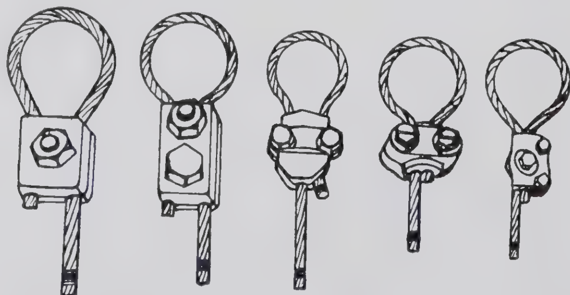


Fig. 6 - Morsetti terminali.

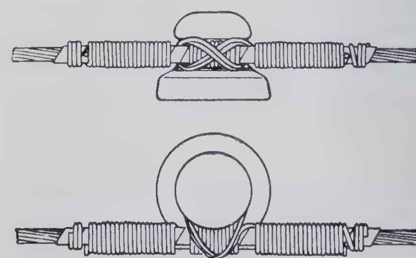
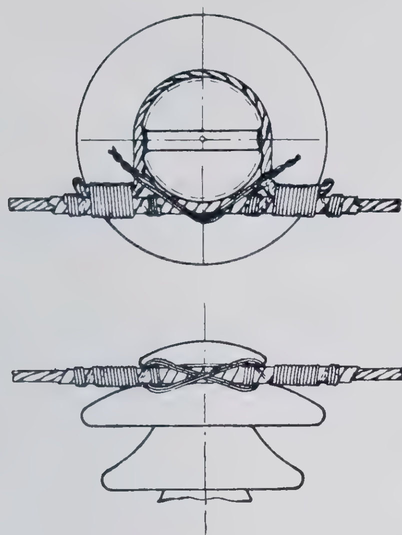


Fig. 7 *a* - Legatura incrociata.



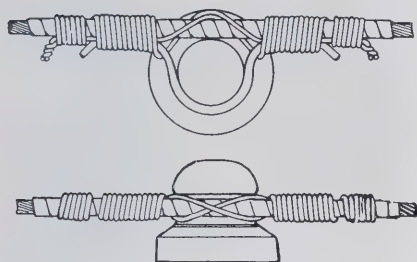


Fig. 7 *b* - Legatura a staffa rinforzata.

f) *Con i collegamenti alluminio-rame* bisogna sempre avere cura che la parte in *alluminio del morsetto venga sistemata di sopra* e quella in rame sotto. Vale lo stesso per i fissaggi di due conduttori rispettivamente in alluminio ed in rame su isolatori a due scanalature.

g) Per linee di allacciamenti casalinghi i morsetti di derivazione vanno sistemati in modo che sia esclusa la possibilità di poterli toccare facilmente.

Fig. 7 *c* - Legatura rinforzata a staffa massiccia.

11) Valvole fusibili.

a) Linee private aeree od in cavo derivate dalla rete E W vanno protette con valvole fusibili, qualora vengano allacciati più di tre utenti oppure se la lunghezza semplice dei conduttori supera i 100 m.

b) *Il montaggio di queste valvole* viene eseguito dall' E W e precisamente sul palo di allacciamento della linea aerea E W oppure in una muffola per allacciamento di impianti casalinghi se dalla parte E W c'è un cavo.

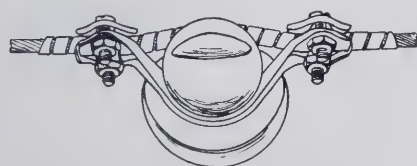


Fig. 8 - Collare con morsetti.

c) *Le cassette porta valvole per allacciamenti di impianti casalinghi* devono essere completamente in materiale isolante ed ammesse dall' E W tanto per quelle per case singole quanto anche quelle per l' allacciamento a linee elettriche private ed anche dell' E W.

d) Nel caso di allacciamento linea aerea-impianto casalingo la cassetta *porta valvole* va sistemata nell'edificio immediatamente dopo l'ingresso del conduttore. Deve essere facilmente accessibile e sistemata in modo che acqua di condensazione eventualmente formatasi non possa giungere nelle protezioni (v. fig. 1).

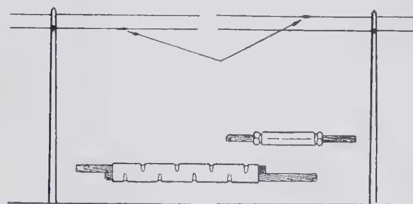


Fig. 9 - Giunti sul conduttore di linea (soggetto allo sforzo di trazione).

e) Qualora la *linea di allacciamento dell'impianto casalingo venga eseguita in cavo,* occorre installare una *cassetta porta-valvole per allacciamento di cavi.*

f) Ogni casa va munita di una *protezione a valvole fusibili* per allacciamenti di impianti casalinghi, salvo casette operaie per una o più famiglie poste sul medesimo terreno, le quali possono avere un allacciamento comune.

12) Protezione contro le sovratensioni.

a) *Linee aeree private* allacciate a linee aeree E W che superino la lunghezza di 500 m. vanno protette contro le sovratensioni su tutte le fasi; quelle che vanno allacciate a linee in cavo dell' E W devono essere equipaggiate sul primo palo con un dispositivo di protezione contro le sovratensioni su tutte le fasi.

b) *Il montaggio* dei dispositivi di protezione contro le sovratensioni va fatto nel posto più lontano dal punto di alimentazione qualora si tratti di linea aerea da proteggere in un sol punto contro le sovratensioni.

c) Nel caso di reti estese di linee aeree occorre installare tanti dispositivi di protezione contro le sovratensioni che nessun punto della rete sia più distante di 1000 m. in linea d'aria da un dispositivo di protezione contro le sovratensioni.

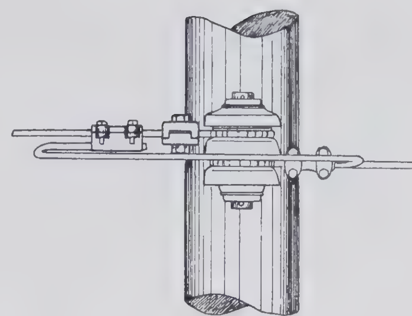


Fig. 10 - Giunti sul conduttore di linea (senza tiro).

d) *I dispositivi di protezione contro le sovratensioni* adottati devono essere ammessi dall' E W.

e) I dispositivi di protezione contro le sovratensioni vanno collocati secondo quanto mostra la fig. 13. Da una parte vanno collegati mediante morsetti con le fasi del sistema di trasmissione, dall'altra parte vanno messi direttamente a terra.

13) Terre.

(*vedi anche disposizioni V D E*).

a) *Occorre collegare a terra* i conduttori neutri, gli apparecchi di protezione contro le sovratensioni, i fili di protezione (fili di guardia) le armature dei cavi e simili. Altre parti metalliche dell'impianto come p.es. paline da tetto, mensole a muro, cassette di distribuzione e così via vanno messe a terra soltanto se sono installate all'aperto oppure in ambienti umidi e ad un'altezza accessibile.

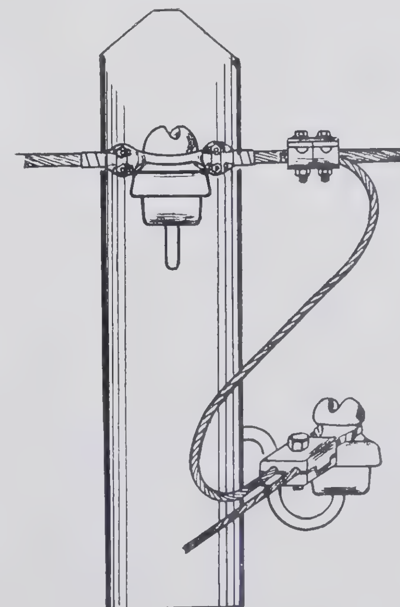


Fig. 11 - Derivazione.

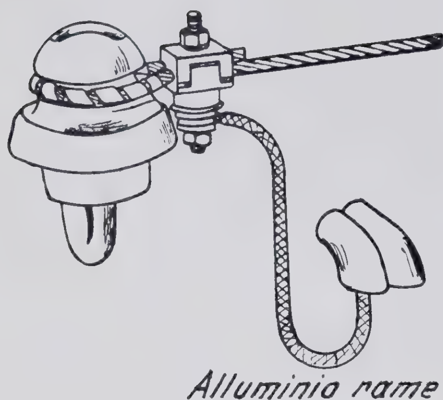


Fig. 12 - Morsetto terminale.

I conduttori neutri vanno collegati a terra all'inizio ed alla fine della linea; se superano la lunghezza di 1000 m. vanno messi a terra anche a metà.

b) *Quale conduttore per messa a terra* per palo bisogna adoperare piatto tondo oppure corda di ferro zincata a fuoco; la loro sezione

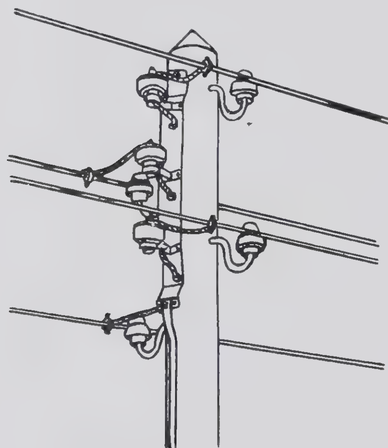


Fig. 13 - Protezione contro le sovratensioni.

deve corrispondere alla conducibilità del neutro e cioè a metà del conduttore di fase, tuttavia non deve essere inferiore a 25 mm². La conduttura di terra va protetta contro eventuali danneggiamenti per un'altezza di metri 2,50 da terra. Nel conduttore di terra occorre intercalare immediatamente sopra il mantello di protezione un morsetto di collegamento affinchè, nella misura della resistenza di terra, la presa di terra possa essere separata dal resto dell'impianto.

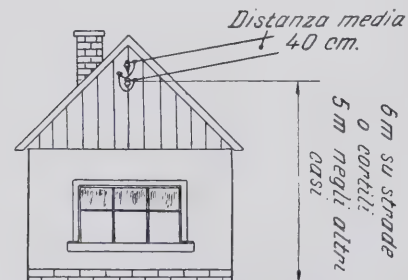


Fig. 14 - *Allacciamento sul frontone.* Si adotta con case sufficentemente alte e con poche finestre sui muri frontali in modo che si possano mantenere le distanze prescritte.

c) Quali *prese di terra* occorre adottare tubi di ferro zincati a fuoco. Questi vanno infissi nel terreno sino ad una profondità tale che non siano superati i valori di resistenza precisati nelle prescrizioni V D E.

14) MANUTENZIONE.

Il proprietario di una linea privata

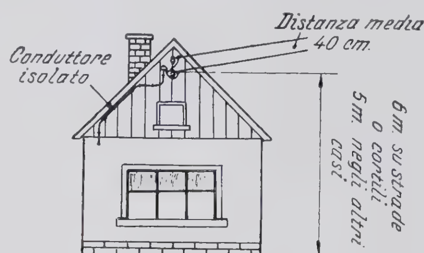


Fig. 15 - *Allacciamento sul frontone* (entrata al pianterreno). Si adotta quando l'entrata del conduttore per particolari condizioni deve essere fatta in un altro punto.

deve provvedere alla manutenzione in modo che non si presentino pericoli e disturbi. Pali marci vanno sempre sostituiti con pali nuovi impregnati.

15) ALLACCIAMENTI DI LINEE AEREE AD IMPIANTI CASALINGHI.

a) Di seguito illustrati gli *allacciamenti linee aeree ad impianti casalinghi* maggiormente usati (vedi figg. 14-19).

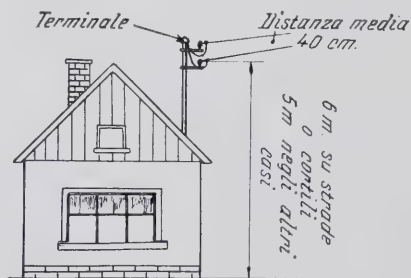


Fig. 16 - *Allacciamento mediante palina.* Si usa con case nelle quali non è possibile adottare allacciamento sul frontone mantenendo le distanze prescritte.

b) *I conduttori devono essere introdotti nell'edificio* attraverso isolatori a pipa, in porcellana oppure in altri materiali isolanti, multipli affinchè le fasi dei conduttori possano venire separate. Negli allacciamenti di linee aeree-impianti casalinghi secondo fig. 18 occorre adoperare conduttori N G A W.

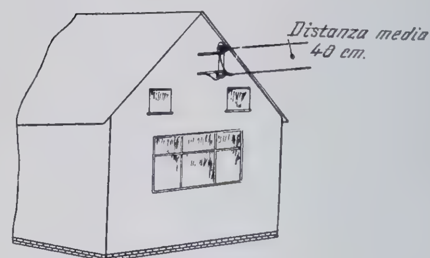


Fig. 17 - *Allacciamento mediante mensola a muro.* Si adotta quando con allacciamento sul frontone i conduttori sono accessibili dalle finestre e l'allacciamento a palina è più costoso o non è desiderato. Si possono adottare anche altri tipi di mensole.

16) ISTRUZIONI PER LA POSA E TRATTAMENTO DEI CONDUTTORI IN ALLUMINIO NELLA COSTRUZIONE DI LINEE AEREE.

a) I conduttori in alluminio sono molto teneri e di conseguenza sono molto sensibili ai danneggiamenti superficiali; perciò, nel trasporto vanno imballati e caricati con cura in modo da impedirne lo sfregamento e

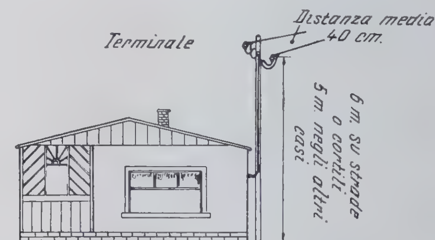


Fig. 18 - *Allacciamento mediante palo.* Si adotta qualora non sia possibile nessuno degli allacciamenti sinora menzionati.

il carico e lo scarico vanno eseguiti con opportuni mezzi ausiliari; le corde vanno svolte e tesate in località per quanto è possibile libere da ostacoli adoperando pulegge di legno oppure di alluminio, e morsetti di tesatura con ganasce di legno o di alluminio e non morsetti del tipo a rana.

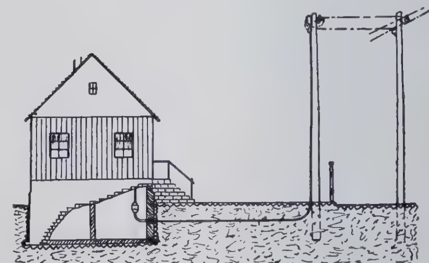


Fig. 19 - *Allacciamento mediante cavo.* Si adotta quando l'utente non vuole avere linee aeree sul suo terreno ed inoltre non è desiderato o non è possibile da parte della società fornitrice dell'energia un allacciamento casalingo normale in cavo.

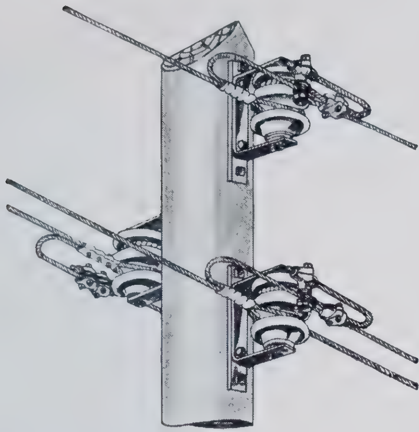


Fig. 20 - Collegamento di una linea in rame con una in alluminio.

I punti di fissaggio delle corde di alluminio sugli isolatori vanno protetti con fasciatura in nastro di alluminio. Si dovranno evitare pieghe e danneggiamenti delle corde causati da attrezzi; dopo un po' di tempo converrà stringere ulteriormente i bulloni dei morsetti di collegamento.

b) *Le corde di alluminio hanno resistenza alla trazione limitata.* Perciò si deve fare attenzione di non sollecitare troppo nella tesatura i conduttori di corda d'alluminio, attendendosi strettamente alle tabelle delle frecce.

c) *L'alluminio ha tendenza ad ossidarsi superficialmente,* perciò occorre pulire accuratamente i conduttori, asportando l'ossido superficiale, e conviene allargare i conduttori all'estremità tagliata pulendo con spazzolino metallico. Occorre adoperare morsetti che hanno grande superficie di contatto ed a parecchi bulloni, stringendo fortemente i bulloni stessi con chiavi adatte.

d) *L'alluminio si corrode in presenza di umidità se posto a contatto immediato con rame o ottone.*

Per questa ragione non si deve mettere a contatto l'alluminio con rame ed ottone; si devono pulire con cura gli attrezzi, se furono adoperati per rame ed ottone; nel passaggio dell'alluminio al rame si devono adottare morsetti speciali (morsetti bimetallici, alluminio-rame), di tipo approvato. Con questi morsetti il collegamento alluminio-rame è eseguito, per costruzione, nell'interno del morsetto di modo che corrosioni sono escluse. I morsetti alluminio-rame devono essere disposti in modo che l'acqua piovana defluente non possa giungere dal rame all'alluminio, ad impedire corrosioni per colaticci di sali di rame sui conduttori in alluminio. Anche gli isolatori, se già adoperati su linee in rame, vanno accuratamente lavati e puliti. Per quanto è possibile si deve evitare di far correre conduttori in rame superiormente ai conduttori in alluminio, che vanno in tal caso appositamente protetti. (Fig. 21).

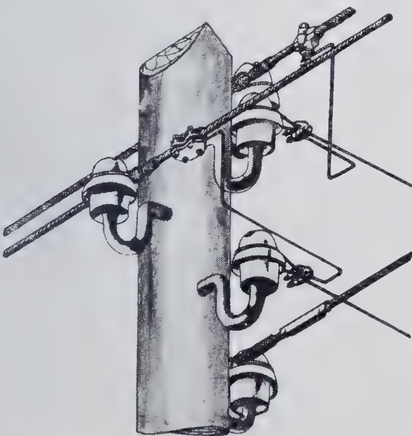
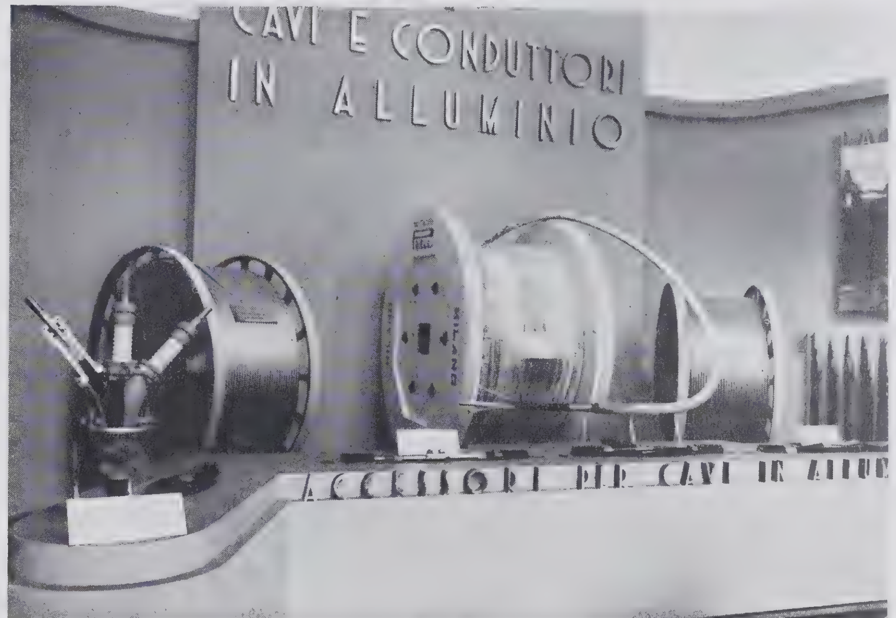
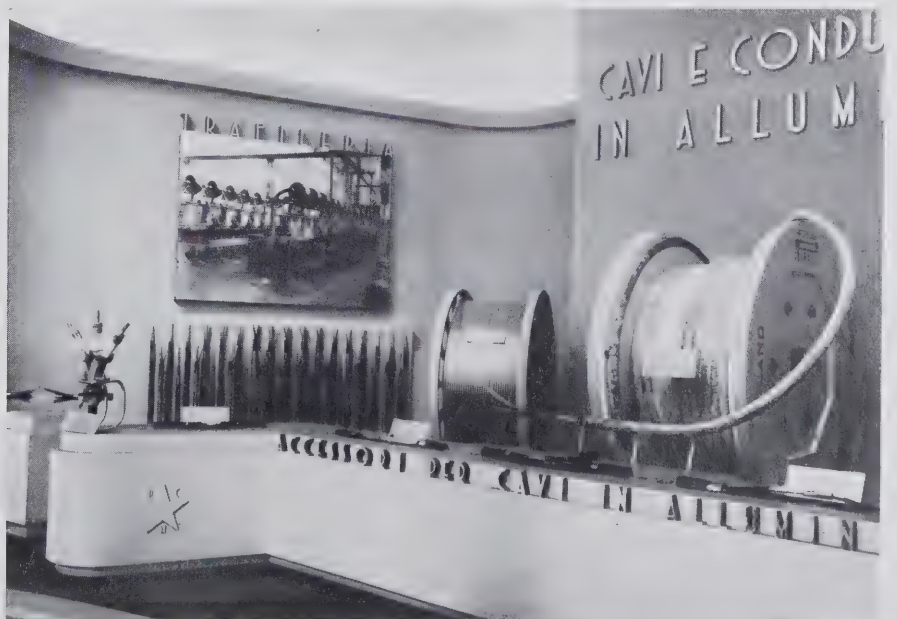


Fig. 21 - Derivazione di una linea in rame da una in alluminio. Protezione del conduttore in alluminio sottostante ad uno in rame.

L'alluminio alla XIX Fiera Campionaria di Milano



PADIGLIONE DELLA S. I. PIRELLI.
Bobine di conduttori e di cavi in alluminio - Sul banco, particolari di giunzioni tra cavi in alluminio e cavi in alluminio e in rame.



Le leghe leggere alla Fiera Primaverile di Lipsia 1938

In tutti i campi della industria meccanica si è potuto constatare lo sforzo costante dei produttori diretto a sostituire con prodotti di origine nazionale le materie prime importate dall'estero.

In alcuni campi, l'alto costo del materiale autarchico è stato il solo ostacolo che si è opposto al suo più largo impiego, malgrado le favorevoli condizioni di trasporto e di dogana. Molti costruttori hanno però saputo girare questo ostacolo mediante caratteristiche costruttive particolarmente indovinate.

Un rapido esame di quanto è stato esposto alla Fiera di Lipsia mostrerà a grandi linee quali sono le mete raggiunte in questo campo dall'industria Germanica e quali quelle da conseguire.

Motori, pompe e ventilatori.

Non si può ormai più fare a meno delle leghe leggere nella costruzione dei meccanismi a manovella per motori a combustione interna.

Molto restii invece ad impiegare i metalli leggeri sono i costruttori di pompe: in questo campo dominano la ghisa, l'acciaio e i bronzi. Solo qualche tipo di pompa a mano ha le alette in metallo leggero.
(Kleinschanzlin-Bestenbostel - Bremen).

Risultati migliori si registrano nei ventilatori. Lo Stabilimento siderurgico König F. A. produce non solo le parti girevoli dei ventilatori (anche di grandi dimensioni), ma anche i collettori, i giunti, ecc. di metallo leggero.

Questo tipo di costruzione ha dato ottimi risultati e troverà senza dubbio altri imitatori.

Macchine utensili.

Perfino in questo campo i metalli leggeri si sono affermati in misura notevole. Finora sono state fabbricate in lega d'alluminio le seguenti parti di macchine utensili: puleggie di tensione (con camicia di acciaio), volantini a mano (con mozzo di acciaio), sopporti per macchine fresatrici (Fritz Werner A. G. Berlin), teste portautensili (Müller und Montag, Leipzig) coperchi per valvole e puleggie per cinghia conica (Pittler-Leipzig).

Senza dubbio anche nella costruzione di macchine utensili, i metalli leggeri potranno essere impiegati in misura molto maggiore. Ad es. per quei pezzi (sopporti, incastellature, telai ecc.) che richiedono un materiale pesante e stabile si potrebbe adottare una costruzione compoud di metallo leggero-cemento.

Queste costruzioni si potranno applicare anche in molti altri campi, per es. per la costruzione di macchine per l'industria alimentare, per la industria tessile e persino per molte macchine motrici ed operatrici.

Apparecchi di sollevamento, e montacarichi.

Finora in questo campo le leghe di alluminio sono state poco adoperate. Recentissimo, ma frutto di lunghi esperimenti, è un apparecchio di sollevamento (500 Kg.) in metallo leggero della Gebr. Kerner, Suhl.

La cassa di protezione, il coperchio della cassa, gl'ingranaggi, il pignone ed il gancio da carico sono in metallo leggero.

Macchine per l'Industria Tessile.

Queste macchine, le cui parti sono sottoposte a notevoli accelerazioni, dovrebbero prestarsi particolarmente all'impiego delle leghe leggere; difatti si notano delle iniziative molto promettenti da parte di alcuni costruttori.

La «Grossenhainer Webstuhl- und Maschinenfabrik A. G.» munisce i tamburi dei suoi orditoi con corone e leve di metallo leggero. Queste costruzioni alleggerite consentono immediate variazioni di velocità. Le parti delle macchine di filatura molto sollecitate alla flessione, sono tuttora in acciaio, mentre i cilindri di pressione per i filatoi continui ad anelli per lana pettinata (che già erano di legno) sono ora di metallo leggero.

Il freno della rastrelliera per il filo di seta artificiale è rimasto invece di ghisa grigia, per quanto costruttivamente sarebbe più conveniente in lega leggera. Alcune apparecchiature per tintoria sono fornite di robinetterie in duralluminio, mentre i recipienti sono costruiti in acciaio inossidabile.

Elettrotecnica.

Nell'industria elettrotecnica già da parecchi anni l'alluminio sostituisce il rame in molte applicazioni; i cavi di alluminio, anche combinati con fili di acciaio, si sono dimostrati ottimi per condutture di ogni genere.

Nella costruzione di macchine elettriche, i metalli leggeri sono stati adoperati solo per piccole potenze. Casse, dischi di sopporto e altri accessori sono sovente in Silumin, Electron, ecc.

La ditta G. Bauknecht di Stoccarda ha esposto uno statore per motore di media potenza costruito mediante colata di lega leggera intorno ad un sopporto di ferro, in modo da formare un pezzo molto solido e compatto. Questo procedimento troverà certamente in avvenire ulteriori sviluppi.

Solo nei trasformatori si notavano avvolgimenti di alluminio, ad eccezione di quelli colati direttamente negli indotti in corto circuito dei piccoli motori trifasi.

La conducibilità dell'alluminio, inferiore di circa un terzo di quella del rame, ne permette solo in determinati casi l'impiego pratico come conduttore nella costruzione di macchine elettriche.

Valvole e Robinetterie.

L'opportunità dell'impiego di metalli leggeri è in questo campo ancora molto discussa. La maggior parte dei costruttori asserisce che nelle robinetterie a contatto di acqua e vapore si presenterebbero inconvenienti dovuti alla corrosione. Un costruttore (Bopp und Reuther, Mannheim) fornisce in metallo leggero colonne per idranti, filtri del diametro di 60 mm., grandi valvole di sicurezza per condutture aeree, valvole a saracinesca e volumometri per liquidi chimici (contatori a disco ovale).

Nella valvola di sicurezza la chiusura ermetica è ottenuta mediante un grosso anello applicato per compressione sul cono stesso. Stando alle asserzioni del costruttore, le esperienze finora fatte con queste valvole sarebbero ottime. I giunti e le valvole in lega leggera degli attrezzi per l'estinzione degli incendi hanno incontrato molto favore, a cagione del poco peso e della loro ottima resistenza.

(Rheinmetall-Borsig A. G., Düsseldorf).

Cappe e tubi di alluminio sono fabbricati dalle «Deutschen Vaffen- und Munitionsfabriken A. G.», mentre per lo più tali pezzi vengono richiesti

quasi esclusivamente in argentana o in altri materiali del genere.

La « Samson Apparatenbau A. G. » costruisce in lega di alluminio la scatola della membrana per le valvole di riduzione.

Anche in lega di alluminio viene fabbricata l'incastellatura di filtri d'aria dalla « W. Bartel» e da altri costruttori, mentre per i filtri a staccio non si è ancora trovata una soluzione conveniente. L'impiego dei tessuti da filtro di fili di alluminio ha dato luogo a difficoltà. Le reticelle di filo sottilissimo finora sperimentate erano poco resistenti; esse cedevano leggermente sotto il peso della materia da filtrare. Ultimamente si sono però trafilati fili in metallo leggero di sufficiente durezza e resistenza, che permetteranno la soluzione di questo problema.

Sulle navi, in specie su quelle da guerra, vi sono preriscaldatori d'aria fusi in silumin.

Gli elementi di questi preriscaldatori, della lunghezza di qualche metro, hanno uno spessore di solo 3,5 mm. Nonostante le numerose alette ed il sottile spessore delle pareti, il getto riesce di grande uniformità. Questi preriscaldatori sono assolutamente resistenti alla corrosione da parte dei gas di combustione. (J. e P. Kleinewefers).

Nelle scatole a stoppa viene adoperata lana di alluminio, foglie di alluminio e nastro di alluminio. (DIN 1896 U).

Accessori per costruzioni.

In questo campo la possibilità di impiego dei metalli leggeri è ormai indiscussa, specialmente da quando si è riusciti a renderli lucidi con procedimenti economici. (Polital, ecc.) I pezzi fusi vengono in molti casi impiegati senza ulteriore lavorazione. Anche nelle nazioni ricche delle varie materie prime finora adoperate nella rifinitura delle costruzioni, i tecnici hanno adottato l'alluminio e le sue leghe, perchè realmente rispondenti alle necessità costruttive e decorative proprie di queste applicazioni.

Ingranaggi e sopporti.

Nella costruzione degli ingranaggi si sono avute quest'anno poche novità. Tuttavia considerevoli sono state le applicazioni dei metalli leggeri. L'impiego delle leghe di alluminio e di magnesio con rivestimento in acciaio nei punti maggiormente esposti al logoramento, per scatole, cuscinetti ecc., dimostra la tendenza dei costruttori d'ingranaggi ad orientare la loro ulteriore produzione nel senso voluto dal piano quadriennale, elaborato dal Governo del Reich.

Applicazioni diverse.

Le possibilità di impiego dei metalli leggeri si sono talmente estese che è più facile elencare gli oggetti che non si possono fabbricare con tali materiali, che quelli che già vengono così prodotti.

Oggetti artistici, accessori di ogni genere (maniglie, piastre per serrature, ecc.) parti di cassette e telai per apparecchi radio, per apparecchi fotografici, per macchine da scrivere ecc., sono eseguiti oggi correntemente in leghe di alluminio e magnesio. Alla Fiera di Lipsia è stata esposta una bicicletta costruita quasi esclusivamente in leghe di alluminio: in tali leghe erano, il telaio, i cerchioni, i parafanghi, il mozzo, l'ingranaggio centrale, le pedivelle, i pedali, il sopporto della sella, il manubrio, il portapacchi, ecc.

Con la lucidatura elettrolitica applicata al processo Eloxal è possibile ottenere delle superfici del massimo potere riflettente, ottime per la costruzione di riflettori e proiettori. Questi riflettori, unitamente a quelli di Mangal, placcati di alluminio purissimo, suscitarono alla Fiera molto interesse.

I metalli leggeri già soventemente sono stati adoperati nell'industria alimentare, per l'assoluta mancanza di sapore metallico, per la loro leggerezza e resistenza alla corrosione.

Alla Fiera di Lipsia, sono stati esposti molti utensili casalinghi fabbricati in leghe di alluminio, per esempio la nuova macchina da caffè Sumax di Max Schuck in duralluminio.

L'industria delle macchine per pasticceria e simili è rimasta finora piuttosta restia nell'impiego dei metalli leggeri.

Gli agitatori in duralluminio delle macchine per la fabbricazione della cioccolata hanno dato buona prova anche nell'esercizio prolungato. (K. L. Hildebrand).

Cattive esperienze ha fatto invece un altro fabbricante con guarnizioni in Silumin per laminatoi a cilindri per la fabbricazione della cioccolata.

Si riscontravano corrosioni (acido tannico?) ed i cilindri risultavano attaccati; questo fabbricante è ritornato di nuovo al bronzo. Studiando meglio il tipo di lega da adottare in questa applicazione, si potranno però ottenere certamente risultati soddisfacenti.

Sono invece diffusi a migliaia i bidoni da latte in anticorodal (« Polte, Magdeburg ») essi si affermeranno sempre più in avvenire, malgrado la concorrenza di quelli in acciaio V A e di quelli stagnati a fuoco.

Per le applicazioni nelle quali i metalli leggeri sono sottoposti in alcuni punti a sollecitazioni particolarmente elevate, sono state studiate apposite strutture compound. (Rheinmetall-Borsig A. G.).

In questi casi vengono pressati a caldo, nei punti di maggiore sforzo del pezzo di metallo leggero, dei nuclei di acciaio o di altro metallo di elevata durezza.

Questo sistema ha dato ottimi risultati, comprovati dalle esperienze pratiche. Esso si presta alle più diverse forme di esecuzione, ed ha un campo di applicazione molto esteso.

Questi nuclei di acciaio o di metallo sono protetti in modo assoluto dalla corrosione dal metallo leggero circostante, che, per aver un maggior coefficiente di dilatazione, si racchiude fortemente durante la solidificazione.

Nella costruzione di apparecchi chimici non si registra un'ulteriore applicazione di metalli leggeri. In questa industria gli acciai resistenti agli acidi e inossidabili, all'occorrenza placcati, continuano a dominare; i metalli leggeri sono finora rappresentati solo in misura minima.

Costruzione leggera.

La mostra « Risparmio di materiale nella costruzione leggera in acciaio », organizzata in occasione della Fiera Primaverile, sebbene si riferisca all'acciaio, può tuttavia dare qualche utile suggerimento costruttivo nell'impiego di tutti i metalli.

La costruzione leggera si basa sull'utilizzazione di tutto il materiale adoperato; la sua meta è il corpo di eguale solidità.

Le caratteristiche della costruzione leggera sono:

1) risparmio di materiale nei punti di minore sollecitazione;

2) studio della forma della struttura in modo da rendere uniforme il flusso delle forze ed evitare elementi particolarmente sollecitati;

3) aumento della resistenza degli elementi necessariamente sovraccaricati mediante accorgimenti speciali;

4) eliminazione di sforzi aggiuntivi (per es. per deformazione permanente) mediante costruzioni accuratamente studiate.

Sono stati presentati numerosi esempi, dimostranti i risultati raggiungibili con questi sistemi.

Nel campo delle leghe d'alluminio non si registra finora nessuna tendenza al sistema di costruzione leggera.

PROTEZIONE DELLA SUPERFICE.

Oltre ai numerosi procedimenti di ossidazione, la protezione della superfice dei metalli leggeri si è recentemente orientata verso l'impiego di vernici a base di resine sintetiche, che posseggono un massimo potere anticorrosivo. Le lamiere così verniciate possono essere piegate a 180°, senza che lo strato di vernice ne venga danneggiato.

La placcatura, particolarmente importante nella costruzione di apparecchiature chimiche, risulta economica specialmente per lamiere di un certo spessore.

CONCLUSIONE.

Come si è visto alla Fiera di Lipsia 1938, le leghe leggere fanno continui progressi nel campo delle costruzioni meccaniche e elettrotecniche. Specialmente nei casi in cui si tratta di parti di macchine sottoposte ad accelebrazioni elevate (macchine tessili) oppure di pezzi animati da moto alternato (stantuffi e bielle di motori a combustione) o dove occorre buona conducibilità termica (cilindri e stantuffi di motori) o poco peso (biciclette, parti per velivoli) o buona resistenza alla corrosione e agli agenti atmosferici, le leghe di alluminio si sono affermate senza grandi difficoltà malgrado il loro prezzo superiore a quello dell'acciaio.

In altri campi, (tubazioni, macchine a vapore, apparecchi a vapore, apparecchi da sollevamento, macchine utensili), si registrano finora soltanto modesti e isolati tentativi di applicazione dei metalli leggeri, poichè in buona parte di queste macchine occorrono stabilità e peso per smorzare le vibrazioni. Per questi casi si impone l'introduzione di un sistema di costruzione compound (metallo leggero-cemento), il quale, dopo radicale trasformazione costruttiva delle parti interessate, permetterebbe di introdurre economicamente i metalli leggeri, anche in quei campi dell'industria meccanica, che finora sembravano inaccessibili.

Norme per l'ammissione ai corsi di preparazione alle carriere industriali

(1° Ottobre 1938-XVI • 30 Settembre 1939-XVII)

Art. 1. - In applicazione dell'art. 9 del R. Decreto Legge 24 giugno 1937. XV, n. 905 e dell'art. 39 del proprio statuto, l' I.R.I. istituisce, a sue cure e spese, per 60 giovani, laureati in discipline tecniche, corsi per la preparazione teorica e pratica atta a favorirne la immissione od il progresso nelle carriere industriali.

Ogni corso si svolgerà durante il periodo dal 1° ottobre 1938-XVI al 30 settembre 1939-XVII. In base ai dati di esperienza del primo anno ed in relazione alle disponibilità del fondo speciale all'uopo istituito, il periodo di preparazione, per meglio raggiungere gli obiettivi voluti, potrà essere prorogato di uno o due anni, alle condizioni che l' I.R.I. si riserva di determinare e di comunicare a ciascun interessato entro il 30 giugno di ogni anno.

La preparazione si svolge mediante:

a) la permanenza in stabilimenti industriali italiani ed eventualmente esteri, presso i quali agli ammessi sarà data conoscenza dei processi tecnologici in uso e della organizzazione amministrativa e commerciale delle aziende e potranno anche essere affidati compiti di lavoro tecnico e amministrativo;

b) la frequenza di speciali cicli di conferenze che saranno tenute da docenti e dirigenti industriali per il perfezionamento e la specializzazione della cultura tecnica, economica ed amministrativa.

Le assegnazioni avverranno fra le aziende che fanno parte dei seguenti gruppi di industrie, in ragione di:

n. 30 per le aziende siderurgiche e meccaniche
» 15 » » » chimiche
» 15 » » » minerarie.

Art. 2. - Per l'ammissione si richiedono:

1. la cittadinanza italiana;
2. la laurea in ingegneria, in chimica, in fisica o in scienze geologiche o titoli equiparati;
3. l'abilitazione all'esercizio professionale;
4. l'iscrizione al P.N.F.;
5. l'avvenuto adempimento degli obblighi militari di leva.

I candidati non devono aver superato l'età di anni 32 alla data del 30 aprile 1938-XVI.

Art. 3. - L' I.R.I. si riserva di giudicare sulla idoneità dei concorrenti e di non ammettere quelli che, ad insindacabile suo avviso, non risultassero in possesso dei titoli e delle qualità volute, anche se ciò dovesse portare a non coprire tutti i posti disponibili.

Saranno tenuti in particolare considerazione coloro che abbiano svolto attività pratica in aziende industriali e che in tale attività già si siano distinti.

Art. 4. - Le domande di ammissione, dirette all'Istituto per la Ricostruzione Industriale, Via Versilia 2, Roma, debbono pervenire — a mezzo posta raccomandata — entro il 30 giugno 1938-XVI.

Le domande, che dovranno esporre dettagliatamente un completo *curriculum vitae* del candidato, dovranno indicare quale dei rami industriali di cui all'art. 1 viene preferito e contenere una dichiarazione di accettazione di tutte le condizioni previste dal presente avviso.

Alle domande devono allegarsi i seguenti documenti:

atto di nascita;

certificato di cittadinanza italiana;

certificato penale di data non anteriore al 1938;

certificato di iscrizione al P.N.F.;

certificato di laurea con indicazione delle votazioni riportate anche nelle singole materie;

certificato di esame di Stato con indicazione della votazione;

certificato relativo all'adempimento degli obblighi militari di leva;

una fotografia dell'aspirante con firma certificata autentica da notaio.

Il candidato che abbia ricoperto posti in aziende industriali dovrà presentare certificazione relativa agli incarichi adempiuti.

Saranno altresì presi in considerazione ogni altro titolo ed elemento che il candidato ritenga adatti a meglio far rilevare i suoi studi, le sue attività e le sue speciali attitudini, come ad es. l'argomento della tesi di laurea, il piano di studi adottato, l'attività di studio svolta dopo la laurea, i corsi di perfezionamento ed integrativi eventualmente frequentati, le pubblicazioni, ecc.

I candidati che dichiarino di co-

noscere le lingue estere o la stenografia potranno essere sottoposti ad un esperimento pratico.

Art. 5. - L'I.R.I. si riserva di indicare la sede dove gli ammessi dovranno svolgere la loro attività, di disporre trasferimenti da sede a sede, nonchè di determinare le mansioni che gli ammessi dovranno svolgere.

Gli ammessi, oltre l' obbligo della continuativa frequenza del corso, assumono le stesse responsabilità del personale dipendente dagli enti e aziende presso i quali sono assegnati per compiere la preparazione e si intendono sottoposti alla osservanza di tutte le disposizioni disciplinari e di ordinamento interno in vigore per tale personale, con dipendenza gerarchica, a tutti gli effetti, dai funzionari preposti agli Uffici e Reparti ai quali vengono addetti; in caso di infrazione, l' I.R.I. si riserva di allontanarli dal corso senza alcun compenso.

Art. 6. - Agli ammessi l' I. R. I. corrisponderà per il periodo dal 1° ottobre 1938-XVI al 30 settembre 1939-XVII un assegno che, per coloro i quali alla data del 30 aprile 1938-XVI occupavano un posto retribuito, sarà determinato caso per caso, mentre per gli altri viene stabilito in L. 12.000, lorde di R. M.

L'importo dell'assegno sarà pagato in quote mensili posticipate uguali, in ragione della durata della presenza al corso.

L' I.R.I. provvederà al pagamento delle spese di viaggio in seconda classe per raggiungere la sede in seguito all'assunzione al corso per il ritorno alla residenza abituale al termine di esso, come pure per i trasferimenti tra sede e sede. Corrisponderà inoltre per i trasferimenti una indennità che si riserva di stabilire di volta, in volta. Per i viaggi all'estero l' I.R.I. rimborserà le spese ed assegnerà una congrua indennità di trasferta.

In caso di richiamo alle armi, per servizio della M.V.S.N. o di malattia, l' I.R.I. continuerà a corrispondere l'assegno per il periodo di tre mesi, e comunque non oltre la durata del corso; se l'interruzione eccede complessivamente la durata di tre mesi, viene meno ogni effetto della ammissione al corso.

Se il corso sia prorogato oltre un anno, ai partecipanti è accordato un periodo di 15 giorni di congedo, ferma restando la corresponsione dell'assegno.

Art. 7. - Al termine del corso, tenuto conto delle attitudini e qualità manifestate dai partecipanti, l' I.R.I. si adopererà presso le aziende da esso controllate per la loro assunzione in servizio, senza peraltro che l'aver partecipato ai corsi dia agli interessati alcun particolare diritto al riguardo.

L'I.R.I. rilascerà agli interessati, che ne facciano richiesta, un certificato con l' indicazione delle mansioni esercitate presso le aziende alle quali furono addetti e delle altre attività eventualmente svolte durante la preparazione.

ISTITUTO PER LA RICOSTRUZIONE INDUSTRIALE.

IL PRESIDENTE
A. Beneduce

Roma, 30 Aprile 1938-XVI.

A) DISPOSIZIONI DI LEGGE E NORME STATUTARIE.

Estratto dal R. D. L. 24 giugno 1937-XV, n. 905 - Norme per l'organizzazione permanente dell'Istituto per la Ricostuzione Industriale.

(*omissis*).

Art. 9. — Gli utili netti annuali, determinati ai sensi dell'ultimo comma del precedente art. 8, saranno destinati come appresso:

il 25 per cento alla formazione del fondo di riserva ordinaria, regolato dalle norme statutarie;

il 10 per cento per la preparazione alle carriere direttive industriali di giovani o tecnici sperimentati che dimostrino attitudini ad assumere comandi aziendali, ai sensi delle norme che verranno stabilite dallo Statuto;

il residuo 65 per cento al Tesoro dello Stato, al quale verrà versato dall'Istituto per la Ricostrunzione Industriale entro un mese dall'approvazione del bilancio.

Estratto dallo Statuto dell' I.R.I., approvato con Decreto del Capo del Governo il 31 dicembre 1937-XVI (Gazzetta Ufficiale, *n.* 19, *del* 25 *gennaio* 1938 A. XVI).

(*omissis*).

Art. 39. — Il 10 per cento degli utili, di cui al terzo capoverso del precedente art. 30, è devoluto a un fondo speciale da utilizzare per premi, contributi e spese occorrenti per raggiungere lo scopo di preparare alle carriere diettive industiali giovani o tecnici sperimentati che dimostrino attitudini ad assumere comandi aziendali.

Possono, fra l'altro, essere istituiti o sussidiati laboratori e corsi di tecnica aziendale ed industriale.

Le norme di carattere generale per il conseguimento dei suesposti fini sono determinate dal Consiglio di Amministrazione dell'Istituto, il quale stabilisce annualmente l'entità delle somme da erogare.

All'applicazione delle norme, all'assegnazione delle somme ed alla vigilanza sulla loro proficua utilizzazione provvede la Giunta esecutiva.

I premi ed i contributi da essa attribuiti sono revocati, qualora a suo giudizio insindacabile risultino non più rispondenti ai fini della loro assegnazione.

Alla istruzione delle iniziative e proposte da sottoporre al Consiglio di Amministrazione e alla Giunta esecutiva, nonchè alla trattazione delle pratiche amministrative e contabili relative alla gestione del fondo speciale di cui al presente articolo provvede apposito ufficio dell'Istituto.

B) DELIBERAZIONI DEL CONSIGLIO DI AMMINISTRAZIONE NELLA SEDUTA 30 APRILE 1938-XVI.

Il 30 aprile 1938-XVI si è riunito il Consiglio di Amministrazione dello Istituto per la Ricostruzione Industriale per l'approvazione del bilancio annuale chiuso al 31 dicembre 1937-XVI.

Come appare dalla relazione del Consiglio, che quest'anno viene resa di pubblica ragione, la gestione dell'Ente ha consentito un guadagno netto di carattere patrimoniale di L. 26.743.881,12 rispetto ai valori di bilancio; tale margine, in ossequio alle disposizioni statutarie, viene accantonato a riserva.

I proventi propri della gestione, dedotti gli oneri di esercizio e le spese di amministrazione, lasciano un utile netto di L. 16.585.553,29.

A norma dell'art. 30 dello Statuto, tale utile netto è destinato per il 25 per cento al fondo di riserva ordinario, per il 65 per cento — pari a L. 10.780.609,64 — al Tesoro dello Stato e per il 10 per cento — pari a L. 1.658.555,33 — è devoluto a un fondo speciale per la preparazione teorica e pratica alle carriere direttive industriali di giovani o tecnici sperimentati.

Il Consiglio di Amministrazione ha deliberato, come primo utilizzo di tale fondo, di istituire, a cura e spese e sotto la direzione dell' I.R.I., corsi di preparazione della durata di un anno, eventualmente prorogabili, ai quali potranno partecipare fino a 60 giovani, laureati in discipline tecniche e di età non superiore ai 32 anni, da scegliersi preferibilmente tra coloro che abbiano già svolto attività pratica in aziende industriali nei rami sottoindicati e che in tali attività si siano distinti. I posti per il 1938-39 saranno istituiti per i seguenti rami industriali: n. 30 per le aziende siderurgiche e meccaniche; n. 15 per le aziende chimiche; n. 15 per le aziende minerarie.

Altri rami industriali saranno oggetto di corsi per gli anni successivi.

Per quanto riguarda la preparazione di elementi di carattere amministrativo, il Consiglio ha deliberato di porre a disposizione di S. E. il Ministro dell'Educazione Nazionale la somma di L. 320.000 per la istituzione di n. 40 borse di studio da mettersi a concorso tra laureati in scienze economiche, politiche e sociali i quali intendano perfezionare la loro preparazione nel campo della tecnica amministrativa delle imprese industriali presso istituti universitari, o in altro modo, secondo norme da stabilire.

Per informazioni rivolgersi agli uffici dell' I.R.I. - Roma, Via Versilia n. 2.

NOTIZIARIO ECONOMICO

La produzione francese di alluminio nel 1937

Riportiamo i dati della produzione francese di alluminio per il 1937 pubblicati al Ministero francese dei Lavori Pubblici:

PRODUZIONE E CONSUMO DI ALLUMINIO IN FRANCIA
(in tonn.)

Anni	*Produz.*	*Esport.*	*Import.*	*Cons.*
1933	14.300	2.600	1.100	(*)
1934	16.000	5.056	804	18.000
1935	21.800	2.952	2.587	24.000
1936	26.500	2.587	1.959	26.000
1937	34.500	9.503	1.008	27.000

(*) dati non noti.

Il precedente massimo era stato raggiunto nel 1929, quando la produzione aveva sfiorato le 30.000 t.

Si osserverà come l'esportazione abbia beneficiato della favorevole situazione; una parte di queste esportazioni è dovuta a condizioni transitorie (la Spagna ha effettuato forti acquisti); ma rimane comunque che l'industria francese dell'alluminio ha potuto nello scorso anno rimetter piede in parecchi mercati perduti nel 1935-36: le principali destinazioni sono state la Cecoslovacchia, il Belgio, gli S. U. e l'Italia.

La Jugoslavia centro di una grande industria dell'alluminio per il mercato balcanico

E' noto che nello scorso anno in ragione delle favorevoli disponibilità di bauxite e di energia, la Jugoslavia ha inaugurato la sua prima fabbrica di alluminio presso Lozovac, con una produzione iniziale di 1.000 tonn. annue, da aumentarsi in un secondo tempo a 5.000. Un secondo stabilimento di dimensioni ancora ignote è in costruzione presso Mostar.

Dato che il consumo interno è ancora minimo (poche centinaia di tonnellate) la creazione di una grande industria dell' alluminio in Jugoslavia è in relazione alle sue buone prospettive sui mercati di esportazione.

I primi quantitativi prodotti, verso la metà dello scorso anno, erano stati piazzati nel Belgio e in Inghilterra ad un prezzo di 18.400 dinari per tonn. (lit. 8,12 al kg) per un metallo al 98,85%. Si osserva ora un riassestamento delle esportazioni verso i paesi danubiani.

A suo tempo la Romania e la Cecoslovacchia avevano studiata la possobilità di costituirsi un'industria nazionale dell'alluminio, la prima sfruttando i ricchissimi giacimenti di bauxite di Dobresti, mentre la seconda studiava l'eventuale utilizzazione dell'argilla e dell' alumite (contenuto 37% in allumina); a questo scopo anzi la Eisenbahn Gesellschaft der Ferdinands Norbahn, che doveva costituire il nucleo della costituenda industria cecoslovacca, era già entrata in avanzate trattative con i produttori di energia della Slovacchia. Le difficoltà accertate hanno in seguito indotto ad abbandonare questi progetti. Le buone considerazioni che si riscontrano in Jugoslavia per la produzione dell'alluminio consigliano infatti Romania e Cecoslovacchia a rinunciare, almeno provvisoriamente, ad un programma autarchico, approvvigionandosi in modo continuativo in Jugoslavia. A questo proposito sono stati conclusi degli accordi a lunga scadenza che, secondo notizie di fonte americana, si basano su di una futura produzione di almeno 12.000 tonn. annue. Su tale quantitativo la Jugoslavia e la Romania si riserverebbero 1.500 t ciascuna, mentre la Cecoslovacchia assorbirà da sola le altre 9.000 t residue.

La Jugoslavia è quindi in procinto di diventare la produttrice di alluminio per la Piccola Intesa.

L'industria inglese del magnesio

Entro la fine del corr. anno saranno in attività in Inghilterra quattro stabilimenti per la produzione del magnesio. Riassumiamo nella seguente tabella i principali dati di quest'industria:

INDUSTRIA DEL MAGNESIO IN INGHILTERRA

Stabilimenti	*Processo*	*Società*	*Società Finanziatrice*
Clifton Junction (produz. 1.800 t annue).	Processo elettrolitico al cloruro.	Magnesium Elektron Cy	Hugues & C (del gruppo I. G. Farben)
Rainhan (non in attività)	Processo elettrolitico.	Magnesium Metal Alloys Ltd.	Nurex Ltd.
Swansea (in costruzione)	Processo austriaco a riduzione termica (¹)	Magnesium Metal Corp.	Imperial Magnesium Corp. (appartenente alla Britisch Alluminium Ltd. e alla Imperial Smelting Corp.)
St. Helens (in costruzione, capacità 300 t annue)	Processo Lancashire Subliming	Lancashire Metal Subliming Corp.	—

(¹) Secondo altra fonte processo Calloy.

Si osserva anche che l'industria privata si appoggia fortemente al governo, in modo che gran parte del lavoro di ricerca viene eseguito dagli istituti pubblici, specialmente dal Laboratorio Fisico Nazionale, e dall' Imperial Institute. Questi si stanno attivamente occupando dei tre principali problemi dell'industria inglese del magnesio e cioè:

1) sostituzione di materie prime nazionali alla magnesite d'importazione;

2) abbassamento dei costi di produzione per creare le basi di un maggior consumo;

3) sviluppo delle leghe con particolar riguardo alle necessità della aviazione.

L'Ungheria intende quadruplicare la produzione dell'alluminio

Finora l'industria ungherese dell' alluminio — rappresentata dagli stabilimenti di Csepel della Manfred Weiss Co. — si era limitata a coprire il fabbisogno interno, calcolato, in poco più di 1.200 t annue, mentre venivano esportati ingenti quantitativi di bauxite. La società *Ungarische Allgemeine Kohlenbergwerks A. G.* ha ora deciso di costruire un'altra fabbrica che sorgerà con una potenzialità iniziale di 4.000 t annue e che si dedicherà sopratutto all' esportazione. Tale fabbrica richiederà un capitale di oltre 5 milioni di pengö e verrà costruita presso Tatabanya: essa avrà una centrale propria: la materia prima verrà provveduta dalla fabbrica ungherese di allumina di Magyarovar, della Bauxite Ipar, nella quale l'Ungarische Allgemeine ha assunta una partecipazione del 40%.

Poichè la società fondatrice è già in possesso delle necessarie autorizzazioni, si ritiene che la costruzione possa essere iniziata nelle prossime settimane.

Contemporaneamente si apprende che l' *Ungarische Bauxitbergwerks A. G.* che nel 1937 aveva stipulato un contratto con lo Stato per la ricerca e lo sfruttamento di giacimenti di bauxite, e che si era impegnata di impiantare una fabbrica di allumina, ha ottenuto una proroga del contratto non avendo potuto costruire la fabbrica di allumina che avrebbe dovuto essere aperta all'esercizio il 1-4-1938. La società si sforza ora di assicurare il finanziamento ed ha probabilità di accordarsi con un gruppo inglese. Tale gruppo si interesserebbe alla nuova impresa per il tramite di una banca ungherese.

La bauxite verrà trattata in base ad un brevetto ungherese acquistato dall'Ungarische Bauxitbergwerks A. G.

Modificazioni allo statuto delle Vereinigte Aluminium Werke

In occasione del trasferimento della sede sociale da Cenftenberg a Berlino sono state apportate significative aggiunte allo statuto delle Vereinigte Aluminium Werke. L'oggetto sociale finora limitato « alla produzione di alluminio » viene ora esteso alla sua lavorazione, e fabbricazione dei suoi prodotti secondari e dei materiali ausiliari, e alla produzione nei limiti del possibile con minerali nazionali.

La crescente concorrenza sul mercato internazionale della bauxite

Nel suo rapporto annuale, la Commissione Permanente per il commercio estero della Francia lamenta come il generale aumento dei costi, abbia annullati i benefici della svalutazione per l'industria della bauxite. Nel 1937 infatti, contro un generale sviluppo nelle esportazioni degli altri produttori, le esportazioni francesi non sono neppure riuscite a mantenere le posizioni raggiunte negli anni precedenti:

Esportazione di bauxite dei principali produttori

(in migliaia di tonn.)

Anni	*Francia*	*Ungh.*	*Jugos.*	*Italia*	*Grecia*
1934	282	104	90	59	—
1935	282	224	168	111	12
1936	304	337	249	166	85
1937	301	470	388	131	100 (*)

(*) 7 mesi.

Si mette in rilievo come — di fronte allo sviluppo dei programmi autarchici stranieri ed alla crescente concorrenza dei nuovi produttori — la Francia vada perdendo, l'un dopo l'altro, i suoi migliori mercati.

Esportazioni francesi di bauxite per i principali mercati

(in migliaia di tonn.)

Anni	*Inghilterra*	*Germania*	*Irlanda*	*Spagna*	*Olanda*	*Italia*
1930	69	45	33	7	29	39
1933	79	98	30	8	22	3
1934	108	96	38	7	22	
1935	103	78	36	4	—	—
1936	150	79	29	3	—	—
1937	180	87	—	-		—

Migliori sono i risultati per l'alluminio, ma si osserva che le esportazioni riguardano essenzialmente metallo greggio, mentre si importano prodotti finiti e semilavorati.

Anche questo settore della bilancia commerciale non è quindi così favorevole come appare a prima vista.

Agevolazioni fiscali all'industria jugoslava dell'alluminio

La Gazzetta Ufficiale jugoslava dell'11 maggio ha pubblicato un decreto legge relativo alle agevolazioni fiscali del governo jugoslavo all'industria dell'alluminio.

Si tratta della concessione, per una durata di 18 mesi, allo stabilimento di Lozovac dei diritti doganali, tassa scambio, contributi pubblici, e imposte di consumo sui materiali impiegati nella costruzione di impianti di alluminio e di leghe leggere e per il potenziamento degli impianti di alluminio.

Notizie comunicate dall' Ufficio Studi della S. A. Montecatini

TABELLE STATISTICHE

ITALIA - Produzione di alluminio greggio

(Secondo le rilevazioni della Associazione fra gli Industriali Metallurgici)

Periodo	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938
	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.
Gennaio	375.454	349.883	681.031	756.258	702.524	381.198	1.126.541	690.180	1.745.276
Febbraio	277.766	290.777	596.807	456.737	532.817	319.772	898.107	650.729	1.519.969
Marzo	336.468	506.975	632.959	577.644	790.979	516.340	1.091.810	903.999	1.757.121
Totale 1° Trimestre	989.688	1.147.635	1.910.797	1.790.639	2.026.320	1.217.310	3.116.458	2.244.908	5.022.366
Aprile	647.717	875.018	852.289	941.293	1.197.038	883.161	1.333.899	1.348.703	1.549.427
Maggio	901.535	1.204.912	1.316.499	1.117.317	1.536.232	1.407.070	1.663.811	1.989.731	1.382.997
Giugno	893.824	1.424.531	1.441.481	921.108	1.526.157	1.467.966	1.647.226	2.365.482	
Totale 2° Trimestre	2.443.076	3.504.461	3.610.269	2.979.718	4.259.427	3.708.197	4.644.936	5.703.916	
Totale 1° Semestre	*3.432.764*	*4.652.096*	*5.521.066*	*4.770.357*	*6.285.747*	*4.925.507*	*7.761.394*	*7.948.824*	
Luglio	903.005	1.285.743	1.534.545	964.113	1.562.330	1.596.595	1.736.567	2.605.868	
Agosto	910.535	1.127.774	1.513.664	1.381.219	1.523.603	1.562.623	1.737.102	2.678.256	
Settembre	805.094	1.140.230	1.413.218	1.228.628	1.437.984	1.493.135	1.610.428	2.527.290	
Totale 3° Trimestre	2.618.634	3.553.747	4.461.427	3.573.960	4.523.917	4.652.353	5.084.097	7.811.414	
Totale Gennaio-Settembre	*6.051.398*	*7.205.843*	*9.982.493*	*8.344.317*	*10.809.664*	*9.577.860*	*12.845.491*	*15.760.238*	
Ottobre	825.994	910.795	1.464.268	1.368.473	866.946	1.450.002	1.393.428	2.642.679	
Novembre	635.149	1.038.655	1.269.569	1.297.352	655.794	1.492.533	940.723	2.467.484	
Dicembre	486.669	952.464	697.216	1.062.072	513.658	1.256.443	694.391	2.077.527	
Totale 4° Trimestre	1.947.812	2.901.914	3.431.053	3.727.897	2.036.398	4.198.978	3.028.542	7.187.690	
Totale Annuale	*7.999.210*	*11.107.757*	*13.413.546*	*12.072.214*	*12.846.062*	*13.776.838*	*15.874.033*	*22.947.928*	

ITALIA - Importazione ed esportazione di alluminio e sue leghe

(dati desunti dalla "Statistica del Commercio Speciale di Imp. e di Esp.„ del Ministero delle Finanze)

PRODOTTI	IMPORTAZIONE Quintali				ESPORTAZIONE Quintali			
	gennaio - maggio		Anno 1937	Anno 1936	gennaio - maggio		Anno 1937	Anno 1936
	1938	1937			1938	1937		
Rottami	773	294	1.304	120	1	5	—	...
Lingotti	3.125	4.006	33.663	3.126	—	—	...	701
Getti	—	177	353	731	16	35	20	15
Barre, verghe, spranghe	115	18	97	263	18	9	12	6
Fogli, lamiere	150	150	509	3.836	65	33	390	34
Fili	...	1	3	117	2	5	13	3
Corde, cavi	...	—	—	...	—	11	11	64
Tubi	6	3	41	91	2	2	11	...
Polvere	—	10	11	1	17	1	5	13
Tubetti per colori, profumi, ecc.	13	2	46	5	—	93	106	19
Lavori non nominati per uso industriale	203	189	678	462	2.028	217	676	117
Lavori non nominati: altri	129	105	319	246	1.029	911	2.280	1.138

BREVETTI

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI LEGHE FERRO-CROMO SUPERAFFINATE - *Angelini V.*, a Milano. (3-185).

LEGA DI MAGNESIO - *Bergwerksgesellschaft G. von Giesche's Erben*, a Breslau (Germ.). (3-185).

PROCEDIMENTO PER LA FABBRICAZIONE DI MISCELE COLLOIDALI DA METALLI LEGGERI O DA LEGHE DI METALLI LEGGERI E CARBONIO (GRAFITE) - *Borofski Heinrich*, a Francoforte s. M. (Germ.) e *Mettmanner Brittanniawarenfabrik W. Seibel*, a Mettmann-Rheinland (Germ.). (3-185).

PERFEZIONAMENTI ALLA FUSIONE, ALLA RAFFINAZIONE ED ALLA PREPARAZIONE PER LA COLATA DI METALLI, COME MAGNESIO E LEGHE DI MAGNESIO, CHE ALLO STATO LIQUEFATTO SONO SUSCETTIBILI DI ATTACCO DALL'ATMOSFERA - *Day Leslie G.*, a Taplow (G. B.), *Magnesium Casting and Products, Ltd.*, a Slough (G. B.). (3-185).

PERFEZIONAMENTO NEI PROCEDIMENTI PER LA PRODUZIONE DEI CARBURI DI METALLI - *Follsain Syndicate, Ltd.*, a Westminster, Londra. (3-185).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI MATERIALE RESISTENTE ALL'USURA - *F. Schichau G. m. b. H.*, ad Elbing (Germ.). (3-185).

PERFEZIONAMENTO NEI FORNI GILL ED UTILIZZAZIONE DEI PRODOTTI GASSOSI - *Gualtieri R.*, a Caltanissetta. (3-185).

PERFEZIONAMENTI NEL TRATTAMENTO TERMICO DI METALLI - *Imperial Chemical Industries Ltd.*, a Londra. (3-185).

PROCESSO PER LA PREPARAZIONE DI MINERALI DI FERRO CARBONATICI SU VIA MAGNETICA - *Kaiser Wilheldm Institut fuer Eisenforschung e V.*, a Duesseldorf (Germ.). (3-186).

LEGA DI ALLUMINIO DA USARE FUCINATA - *Rolls-Royce Ltd.*, a Derby (G. B.). (3-186).

PROCESSO DI PREPARAZIONE ELETTROLITICA DI STRATI PROTETTIVI D'OSSIDO SU ALLUMINIO E LEGHE DI ALLUMINIO - *Schering-Kahlbaum A. G.*, a Berlino. (3-186).

PROCESSO PER REGOLARE E CONSERVARE L'ATTIVITA' DI BAGNI SALINI DESTINATI AL TRATTAMENTO DI METALLI LEGGERI - *Deutsche Gold und Siber Scheideanstalt Vormals Roessler*, a Francoforte s. M. (Germ.). (3-187)

PERFEZIONAMENTI AI PROCESSI E APPARECCHI PER IL RIVESTIMENTO DI OGGETTI METALLICI CON UNO O PIU' STRATI DI METALLI DIVERSI - *Sendzimir T.*, a Parigi. (3-186).

LEGA PER CUSCINETTI A BASE DI ALLUMINIO - *Vereinigte Deutsche Metallwerke A. G.*, a Francoforte s. M. (Germ.). (3-186).

SISTEMA ED APPARECCHIO PER LA RIFUSIONE E RAFFINAZIONE DI RESIDUI DI METALLI LEGGERI - *Dürener Metallwerke A. G. Werk Wittenau*, a Berlin Borsigwalde. (3-187).

PROCEDIMENTO PER LA FUSIONE, LA CONVERSIONE E LA RAFFINAZIONE DEI METALLI A FORNO RELATIVO - *Esercizio Stabilimenti «Rifometal» S. A.*, a Torino. (3-187).

MATERIALE REFRATTARIO PER FORME - *Fried. Krupp A. G.*, a Essen (Germ.). (3-187).

SISTEMA DI SALDATURA TRA UN PEZZO METALLICO E UN CORPO CERAMICO, PREFERIBILMENTE DI STEATITE - *Julius Pintsch Kommanditgesell.*, a Berlino. (3-188).

PROCEDIMENTO PER LA DECORAZIONE A PENETRAZIONE ANCHE POLICROMA DI MATERIALI DIVERSI, E SPECIALMENTE DI QUELLI A BASE DI LEGNO E SIMILI - *Tagliabue G.*, a Milano. (3-189).

LEGHE DI BERILLIO - *Processi Privative Industriali, S. A.*, a Milano. (3-189).

FORNO ELETTRICO PER LA FUSIONE DEI METALLI - *Mautsch R.*, a Bruxelles. (3-218).

PROCEDIMENTO PER LA FABBRICAZIONE DI CORPI FORMATI DA BERILLIO - *Deutsche Gold-und Silber Scheideanstalt Vormals Roessler*, a Francoforte s. M. (Germ.). (3-230).

NUOVO PROCEDIMENTO CONTINUO PER LA FABBRICAZIONE DI MAGNESIO METALLICO PURISSIMO PARTENDO DIRETTAMENTE DA MINERALI DI MAGNESIO - *Processi Privative Industriali, S. A.*, a Milano. (3-232).

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

I. - MATERIE PRIME E PROCESSI DI FABBRICAZIONE.

II. - PROPRIETA' DEI METALLI E DELLE LEGHE:
- a) Fisiche
- b) Meccaniche
- c) Strutturali (metallografiche).

III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE:
- a) Ricerche sulla corrosione
- b) Trattamenti superficiali.

IV. - ANALISI CHIMICA E SPETTROSCOPICA.

V. - TRATTAMENTI TERMICI:
- a) Forni
- b) Modalità, caratteristiche, applicazioni.

VI. - APPARECCHI SCIENTIFICI E DI MISURA. MISURE INDUSTRIALI.

VII. - TECNOLOGIA:
- a) Fonderia
- b) Lavorazione plastica
- c) Lavorazione all'utensile
- d) Saldatura e chiodatura
- e) Pulitura e decapaggio.

VIII. - APPLICAZIONI ELETTRICHE.

IX. - IMPIEGHI INDUSTRIALI:
- a) Architettura, edilizia, decorazione
- b) Trasporti
- c) Industrie chimiche ed alimentari
- d) Grossa e piccola meccanica
- e) Varie.

X. - MISCELLANEA.

RIASSUNTI

II. - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE

c) Strutturali (metallografiche)

A. J. BRADLEY e S. S. LU - **Il diagramma d'equilibrio cromo-alluminio studiato con l'ausilio dei raggi X** - «J. Inst. Metals», (advance copy 769).

Del sistema cromo-alluminio, benchè ampiamente studiato da Hindrichs, Guillet, Gotö, Dögane, Fink, Freche ed Hori non era ancora stato fornito un diagramma d'equilibrio perfettamente definito. Gli AA. appoggiandosi principalmente sui risultati delle ricerche eseguite da Göto, Dögane ed Hori, hanno tracciato lo schema di detto diagramma mediante una ricerca röntgenografica: essi hanno trovato (v. fig. 1) nove fasi diverse nelle leghe raffreddate lentamente fino a temperatura ambiente e due in leghe temprate.

La soluzione solida d'alluminio in cromo, appartenente al sistema cubico corpo-centrato, costituisce la fase α: essa si estende fino ad una composizione di 72% di Cr alla temperatura di 900° e di 82% di Cr a 830°.

A circa 850° la fase α cubica corpo-centrata, nell'intervallo 75-81% di Cr si trasforma nella fase β tetragonale; questa è a struttura cubica corpo-centrata deformata per l'assestamento degli atomi di cromo ed alluminio; tre cubi corpo-centrati, raggruppati fra di loro, formano un'unità tetragonale nella quale due piani di atomi cromo si alternano con uno di atomi alluminio. La composizione ideale di detta fase che corrisponde alla formula Cr_2Al si raggiunge nella regione bifase $\alpha + \beta$ dopo un riscaldamento a 850°.

Nel differenziare fra loro le quattro fasi che gli AA. denotano con i simboli γ_1 γ_2 γ_3 γ_4 per l'analogia strutturale con l'ottone γ, si presentarono notevoli difficoltà.

La fase γ_1 compare nelle leghe temprate da 1100°, le γ_2, γ_3 e γ_4 sono presenti in quelle lentamente raffreddate. La γ_2 che corrisponde alla formula Cr_5Al_8 ha una struttura romboedrica ma la posizione degli atomi è quasi identica a quella dell'ottone γ corrispondente alla formula Cu_5Zn_8: la sua formazione è fissata dagli autori alla temperatura di 890°.

La fase γ_3, corrispondente approssimativamente alla composizione del composto Cr_4Al_9 e presente alla temperatura di 870°, a 700° comincia a trasformarsi in γ_4: dato che, in campioni lentamente raffreddati essa è sempre associata alla γ_2 e alla γ_4,

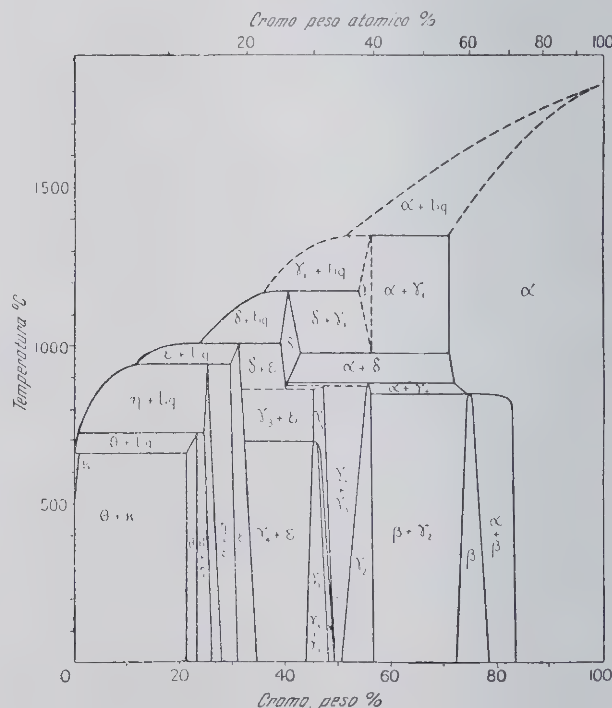


Fig. 1 - Diagramma di equilibrio del sistema cromo-alluminio

a temperatura normale il suo campo d'esistenza è estremamente piccolo.

La fase δ o $CrAl_3$ si trova nelle leghe temprate da temperature comprese fra 900° e 1100°; essa è sempre accompagnata dalle fasi ad essa vicine, per la qual cosa è molto difficile poterla distinguere.

La ϵ o $CrAl_4$ si ottiene nelle leghe lentamente raffreddate o temprate da oltre 1000°; η o Cr_2Al_{11} da 1000° e θ o $CrAl_7$ da 700° a 800°C. Ciascuna di queste fasi ha un grado di solubilità solida che varia con la temperatura. La struttura di esse appare molto complicata: la fase θ è costituita da individui cristallini a struttura ortorombica o pseudo-esagonale.

La fase K, soluzione solida di cromo in alluminio, presenta un bassissimo grado di solubilità solida dopo raffreddamento lento delle leghe.

Per tutte le leghe furono adoperati metalli di elevata purezza, esse vennero preparate in un forno a induzione ad alta frequenza e in atmosfera di idrogeno.

Data la complicata natura del diagramma le modalità per i trattamenti termici dovettero variare notevolmente da una lega all'altra: in generale si procedette nel modo seguente.

La lega ricotta da 1 a 3 giorni in un forno a resistenza alla più alta temperatura compatibile col suo punto di fusione inferiore, venne indi riscaldata entro l'intervallo di temperatura comprendente una singola fase e se necessario temprata: detti trattamenti vennero eseguiti al vuoto. Ottenuta in tal modo una struttura il più omogenea possibile, la lega venne ridotta in polvere per l'esame ai raggi e sottoposta ad un nuovo trattamento al vuoto. Per la tempra, dopo un riscaldo di parecchie ore alla data temperatura le polveri furono raffreddate in meno di 1/1000 di secondo.

In totale furono preparate 70 leghe e la composizione di ognuna rispetto alla precedente variava dell' 1% in peso di Cr: per lo studio di determinate regioni l'intervallo fu ridotto a 0,5% mercè l'aggiunta di altre leghe.

I fotogrammi furono eseguiti adoperando radiazioni di cromo e intercettando le radiazioni K_α mediante una cellula al vanadio; alcuni di essi sono riprodotti nelle figg. 2, 3 e 4. Una

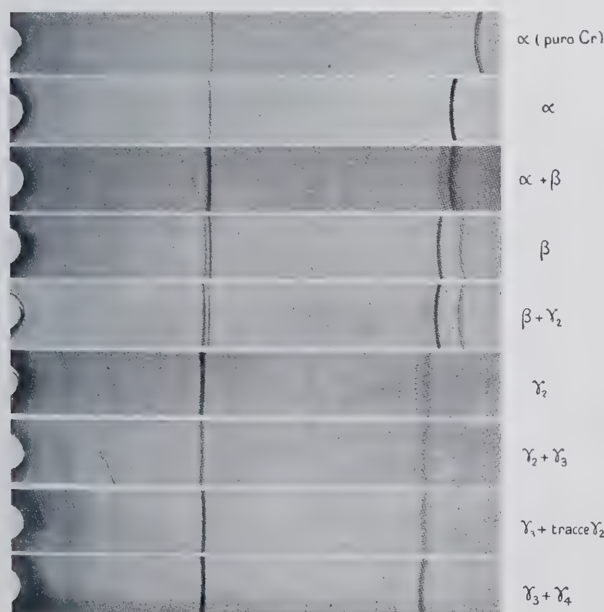


Fig. 2 - Fotogrammi di leghe cromo-alluminio lentamente raffreddate.

camera da 9 cm di diametro risultò la più adatta per l'esame degli spettri delle singole fasi; per la fase γ_2 fu però necessaria una camera da 19 cm.

Riguardo alle fasi γ che gli AA. distinguono solo con i numeri 1, 2, 3 e 4 per la loro similitudine strutturale, fu opportuno adoperare le radiazioni del rame per far meglio risaltare le piccole differenze esistenti nella disposizione atomica del reticolo di ognuna. In fig. 4 sono confrontati gli spettri delle fasi γ con quello dell'ottone γ.

I risultati delle analisi spettrali sono raccolti nella fig. 5 che da un quadro completo delle fasi riscontrate in leghe raffreddate lentamente o temprate. I costituenti di una data lega sono scritti uno sull'altro entro un piccolo rettangolo e con i numeri 1, 2, 3 e 4 si sono indicate le fasi γ. La composizione delle leghe è riferita al centro di ogni rettangolo i cui lati verticali delimitano le varie fasi del diagramma di stato.

Dato il notevole numero di leghe osservate dopo lento raffreddamento, la successione delle fasi segnata a piè di figura è completa. Per la tempra, eseguita per fissare i limiti delle fasi e le temperature di transizione, il lato in grassetto di ogni rettangolo ne indica la temperatura.

L'interpretazione degli spettrogrammi di campioni temprati da non oltre 850° fu relativamente facile; al di là di questa temperatura sorsero non lievi difficoltà per la parziale decomposizione, dopo tempra, delle fasi stabili a temperatura elevata. Le



Fig. 3 - Fotogrammi di leghe cromo-alluminio lentamente raffreddate.



Fig. 4 - Le quattro fasi γ paragonate con l'ottone γ (Radiazioni di rame K_α).

maggiori difficoltà si ebbero nell'intervallo 890-930° nel quale, come si vede in fig. 1, coesistono ben quattro temperature di transizione.

L'esistenza delle due fasi γ_1 e δ venne confermata da alcune osservazioni fatte durante la solidificazione delle leghe nel forno a induzione. Fu trovato infatti che le leghe vicine alla com-

posizione di γ_1 solidificano a circa 1300°; l'arresto termico riscontrato da Hindrich a 1180° nelle leghe al 60% di Cr non può quindi, come vuole il Guillet, esser dovuto a presenza di liquido. D'altra parte l'orizzontale trovata dall' Hindrich a 980° può ben corrispondere alla temperatura peritettica della fase ϵ fissata da Gotō e Dōgane a 1011°. Intorno al 40% di Cr compare

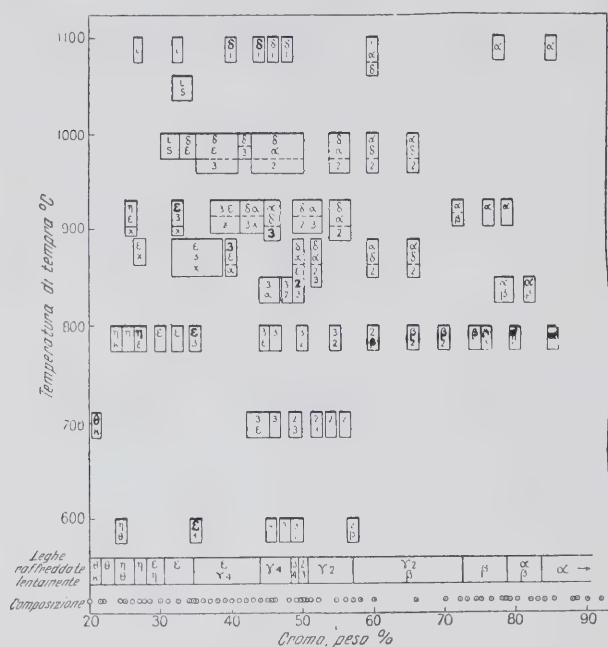


Fig. 5 - Le zone del diagramma studiate con i raggi X.

poi l'orizzontale che, situata alla temperatura eutettoide di γ_1 può facilmente, ma erroneamente, venire confusa con la prima e formare con questa un'unica linea.

La fase α. — La fase α, a reticolo cubico corpo centrato, è una soluzione solida di alluminio in cromo. I limiti di solubilità sono stati ricercati studiando le variazioni del parametro reticolare dopo tempra o dopo lento raffreddamento delle leghe. Come si vede dalla fig. 6 il valore di detto parametro aumenta

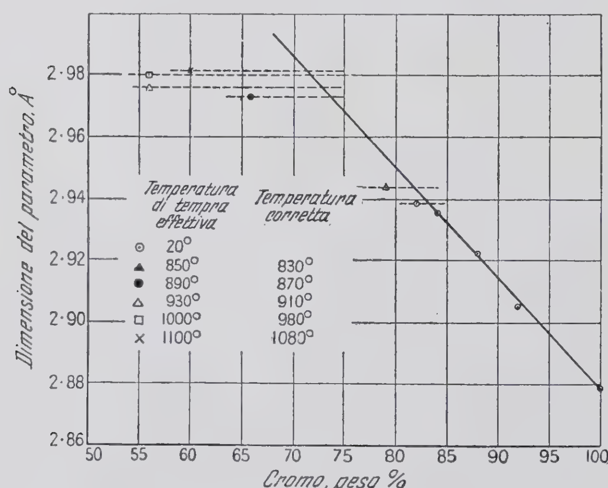


Fig. 6 - Grandezza reticolare della fase α.

linearmente fino all'83% di Cr dopo di che devia dalla linea retta per la comparsa della fase β.

Il limite della fase α per leghe raffreddate lentamente è stato quindi fissato ad 83% di Cr.

Riguardo alla solubilità ad alta temperatura i risultati ricavati da campioni temprati sono stati opportunamente corretti per tener conto di una probabile decomposizione delle fasi: tutte le temperature di tempra sono state quindi diminuite di 20°.

Come si vede dal diagramma della fig. 6 la solubilità dell'alluminio in cromo aumenta col crescere della temperatura: la posizione dei punti limiti di α (ved. fig. 7) è stata fissata per ogni temperatura alla composizione relativa all'intersezione delle rette in tratteggio di fig. 6 con la curva composizione-valore del parametro. Tale procedimento venne giustificato da valutazione sul quantitativo di α nelle leghe bifasi.

Più complicato è il meccanismo di trasformazione di β in α. Riportando il diagramma su scala maggiore come in fig. 8 gli AA. fanno vedere l'esistenza d'una piccola regione bifase $\alpha+\beta$ alla sinistra del punto di tangenza della fase α con la β e di

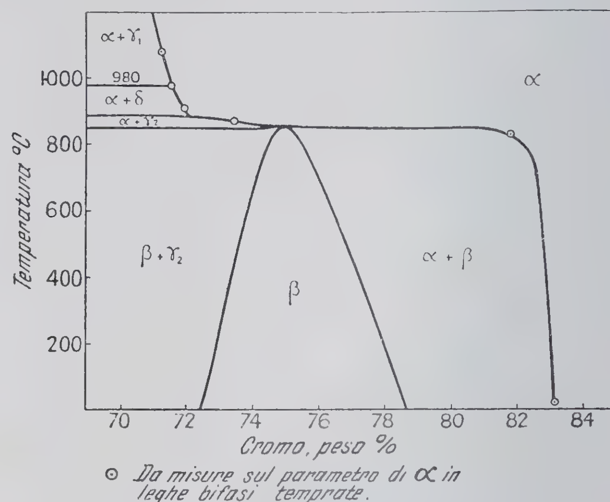


Fig. 7 - Limiti della fase α.

un punto eutettoide di decomposizione dell'α, appartenente alle due regioni $\alpha + \beta$ e $\gamma_2 + \alpha$, in β.

La fase β (Cr_2Al). — Essa deriva dalla fase α cubica corpo-centrato: la sua cellula unitaria è formata da 3 cubi corpo-centrati sovrapposti uno all'altro, ma il rapporto assiale non corrisponde al valore 3:1 date alcune deformazioni esistenti. La disposizione dei suoi atomi è in armonia col sistema tetragonale.

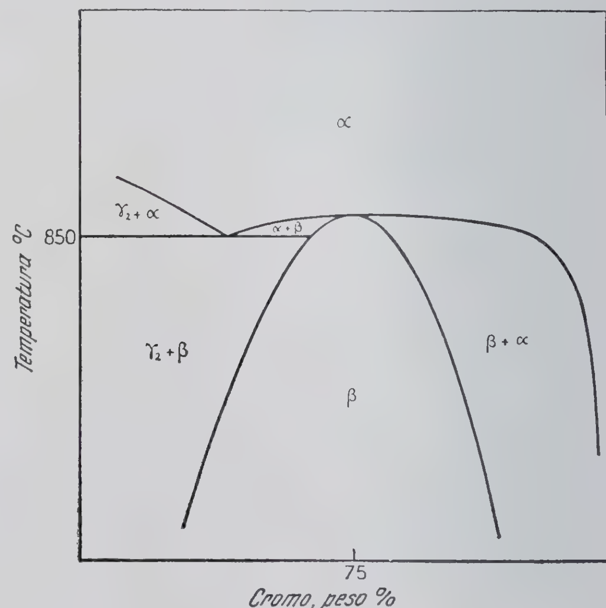


Fig. 8 - La trasformazione α-β.

I limiti della fase β furono determinati mediante prove di tempra: dato che essa non si mostra in campioni temprati da

890° ma è presente in quelli temprati da 850° o da più basse temperature essa si decompone entro questo intervallo. L'esame degli spettri della fase α confermano la decomposizione di β fra 850° e 860° in una lega al 75% di Cr.

Le fasi γ (γ_1, γ_2, γ_3, γ_4). — Data la similitudine strutturale di queste fasi non fu facile determinarne i vari limiti specie per quanto riguarda la γ_1 esistente ad alta temperatura. Dalla fig. 5 questa fase sembra essere stabile fra 1000° e 1100°. Sebbene essa non sia visibile in campioni temprati da 1000°, l'esistenza di piccole quantità di γ_1 può venire mascherata dalla fase γ_2 alla prima simile. Ammesso ciò, la decomposizione di γ_1 avviene intorno ai 1000°, e precisamente a 980°, in armonia con l'arresto termico trovato da Hindrichs.

Benchè in campioni temprati da 1100° la fase γ_1 si presenta in maniera più evidente, ciononostante questa particolare regione del diagramma di stato va presa con riserva.

I limiti delle altre tre fasi γ sono meglio definiti. La più alta temperatura alla quale è ancora presente la γ_2 è 890°: in parecchie leghe temprate da tale temperatura erano presenti le fasi α e δ ciò che dimostra l'esistenza d'una estesa regione di $\alpha + \delta$ intorno a 890°. A questa temperatura la fase α reagisce con la δ per dare la fase γ_2. La fig. 8 mostra in particolare il limite della fase α corrispondente alla orizzontale a 880°-890°.

La composizione teorica della fase γ_2 corrispondente alla formula Cr_5Al_8 è di 54,68% di Cr; il suo campo d'esistenza a temperatura normale va da 51 a 57% di Cr, mentre una lega con 57% di Cr temprata da 600° ha presente anche la fase β e una con 54,5% di Cr temprata da 800° contiene la fase γ_3.

Il campo d'esistenza della fase γ_3 è invece più esteso ad alta temperatura; a temperatura ambiente esso si annulla per essere sostituito da quello relativo alla fase γ_4. La fase γ_3 può quindi venire osservata isolatamente solo in campioni temprati; essa si trova mista con la fase γ_4 in una lega con 49% di Cr lentamente raffreddata e con la γ_2 in una col 49,5% di Cr.

Queste due ultime leghe temprate da 600° sono costituite da $\gamma_2 + \gamma_3$: da 46 a 48% di Cr le leghe, temprate da 600° sono a struttura monofase γ_3 che si trasforma in γ_4 se vengono raffreddate lentamente.

La fase γ_3, similmente alla γ_2, sembra originarsi da una reazione delle fasi α e δ fra 850° e 890°C, essa è presente infatti come prodotto di decomposizione in campioni temprati da 890°-1000°.

Gli AA. però sono incerti sulla esatta temperatura di formazione della fase γ_3; secondo il loro punto di vista essa non dovrebbe essere inferiore a 870° per l'esistenza, da 870° a 880°, di un intervallo di temperatura in cui δ è in equilibrio con la fase γ_2.

La fase γ_4 non dovrebbe esistere al di là di 700° perchè una lega con 48% di Cr temprata da tale tempera è composta di γ_3 che scompare e si trasforma in γ_4 solo dopo lento raffreddamento.

Le fasi γ_4 e γ_3 per la loro quasi identica composizione possono essere rappresentate con la stessa formula Cr_4Al_9: per spiegare il meccanismo di trasformazione di una di queste due fasi nell'altra, in fig. 9 è mostrato, in scala maggiore, un particolare del diagramma di stato. Data la similitudine di questo diagramma con quello relativo alla trasformazione delle due fasi α e β identica ne è la spiegazione fornita dagli AA.

La fase δ ($CrAl_3$). — La fase δ si trova intorno al 40% di Cr; per tenori di cromo più bassi essa è accompagnata dalla fase ϵ verso i 1000° e dalla fase α per tenori più alti. Nelle leghe con più di 40% di Cr temprate, sono presenti anche le fasi γ_3 e γ_2, dovute alla incipiente reazione fra α e δ durante la tempra.

Un nuovo costituente x venne trovato dagli AA. insieme con γ_3 in leghe contenenti 32,5-40% temprate da 930°; essi giustificano la scomparsa di δ in tali leghe mediante una probabile reazione fra δ ed ϵ. Questa reazione genererebbe il composto instabile x che appunto per la sua instabilità non compare nel diagramma di fig. 1.

La fase ϵ ($CrAl_4$). — Conformemente ai risultati di Gotö e Dögane una lega di tale composizione fonde a 1011°: gli AA. infatti riuscirono a temprare da 1000° le leghe con 32 e 33% di Cr senza riscontrare alcun inizio di fusione.

Il campo d'esistenza della fase ϵ è situato verso il lato alluminio nel diagramma di stato: una lega al 30% di Cr che è formata da $\epsilon + \eta$ a temperatura normale, ha solo ϵ se temprata da 800° mentre una col 34% di Cr che ha presente unicamente la ϵ se lentamente raffreddata, contiene $\epsilon + \gamma_3$ temprata da 800°.

La fase ϵ coesiste con la η dal lato alluminio e con le fasi δ, γ_3 e γ_4 dal lato cromo; la sua formula empirica $CrAl_4$ corrisponde a 32,52% di Cr.

La fase η (Cr_2Al_{11}). — Nessuna fase di questa composizione è riportata da Gotö e Dögane ma i risultati avuti dagli AA. con i raggi X non mettono alcun dubbio sulla sua esistenza, composizione, e punto di fusione.

La fase η venne infatti trovata in leghe raffreddate lentamente o temprate da 930°; essa si decompone parzialmente fra 930° e 1000° dato che una lega con meno di 32% di Cr ha intorno a 1000° il suo punto inferiore di fusione.

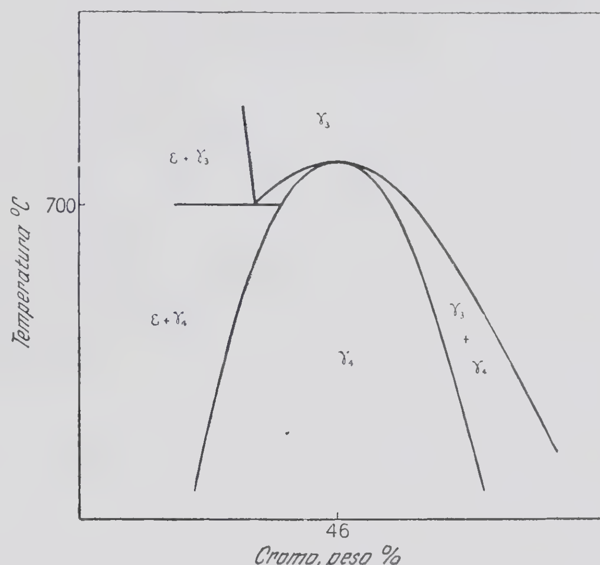


Fig. 9 - La trasformazione γ_3-γ_4.

La formula empirica Cr_2Al_{11} corrisponde a 25,96% di Cr.

La fase θ ($CrAl_7$). — L'aver trovato una lega al 24% di Cr temprata da 600° a struttura bifase $\theta + K$ prova l'esistenza della fase θ intorno a 710°. Conformemente ai risultati di Gotö e Dögane gli AA. trovarono che detta fase si decompone fra 710° e 800°C, dato che una lega al 24% temprata da 800° è costituita da $\eta +$ soluzione solida K.

Come s'è detto la fase θ cristallizza nel sistema pseudo-esagonale; i suoi parametri vennero misurati col metodo dell'oscillazione e con quello di Lane. Essi hanna rispettivamente i seguenti valori a = 19,99 A b = 34,51 A c = 12,47 A.

La fase K (soluzione solida d'alluminio). — Per il tracciamento di questa regione del diagramma di stato ci si servì dei risultati di Fink e Freche.

Nelle figg. 2, 3, 4 sono mostrati gli spettrogrammi di tutte le fasi che compaiono nel diagramma del sistema cromo-alluminio: è interessante potare come essi si differenzino poco fra di loro e come le linee più marcate cadano tutte quasi allo stesso angolo. P.F.

W. O. ALEXANDER e N. B. VANGHAN - La costituzione del sistema nichel-alluminio - «J. Inst. Metals» (advance copy 778).

Alcuni esami micrografici eseguiti dagli AA. su alcune leghe d'alluminio e nichel mostrarono l'esistenza di una fase che non figura nel diagramma d'equilibrio del sistema nichel-alluminio fornito dal Gwyer; per la qual cosa essi si propongono di modificarlo convenientemente in base ai risultati della loro ricerca.

La nuova fase, pur presentando tutti i caratteri di una strut-

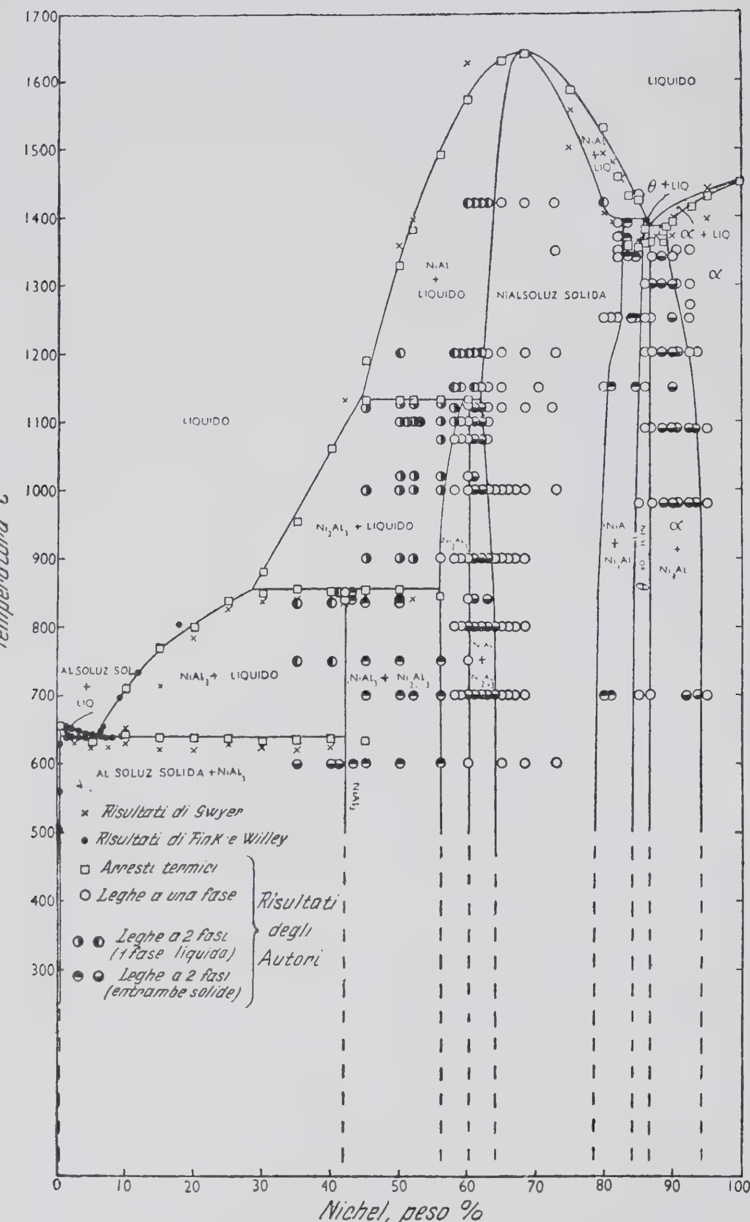


Fig. 1

tura β viene da essi designata col simbolo ϑ e risulta costituita del composto intermetallico NiAl. Il campo d'esistenza di detta fase va da 85,5% ad 88% di Ni; nessun cambiamento di struttura si riscontra raffreddando da 1400° leghe di tale composizione. Detta fase dovrebbe più precisamente essere costituita dal composto Ni_3Al contenente 86,7% di Ni: come risulta dall'esame ai raggi X il reticolo cristallino di tale fase appartiene al sistema cubico facce-centrate.

Per la ricerca sperimentale le leghe furono ottenute usando alluminio di titolo 99,89% e Nichel Mond di uguale purezza. Le leghe con meno di 20% di Ni furono preparate in un forno elettrico a resistenza. Esse furono rifuse e raffreddate in un forno a gradiente di temperatura e i punti d'arresto vennero controllati mediante una coppia Chromel-Alumel tarata alle temperature di fusione di metalli puri e dell'eutettico rame-argento.

L'approssimazione raggiunta nelle misure delle varie temperature non fu inferiore a $\pm$ 0,25°C.

Le leghe con una percentuale di nichel superiore al 20% furono invece preparate in atmosfera d'azoto in un forno a induzione ad alta frequenza e avente un crogiolo di Silimanite rivestito internamente di cemento Alundum bianco.

Le curve di raffreddamento furono tracciate nello stesso forno immediatamente dopo la sintesi di queste leghe, misurando le varie temperature con una coppia platino-platino rodio. L'approssimazione raggiunta fu di $\pm$ 2°C a 1400° e $\pm$ 1°C a 1100°.

Venne confermata l'osservazione fatta dal Gwyer secondo la quale si riscontra un notevole sviluppo di calore durante la sintesi di leghe contenenti fra 40 e 85% di Ni.

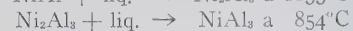
Nel tracciamento del diagramma ci si riferì sempre alla composizione chimica di partenza date le piccole differenze riscontrate con l'analisi chimica eseguita sulle varie leghe dopo le varie operazioni. L'analisi spettrografica di alcune di esse mostrò la presenza di ferro e silicio dell'ordine rispettivamente di 0,05 e 0,1% .

Gli arresti termici ottenuti dalle curve di raffreddamento sono riportati nella tab. 1 e nei diagrammi di figg. 1 e 2: fra 0 e 68,5% di nichel, alla quale ultima composizione la linea del liquidus presenta un massimo corrispondente al composto NiAl, i risultati, in generale, concordano con quelli trovati dal Gwyer.

Le reazioni peritettiche hanno luogo alle seguenti temperature



$$NiAl + liq. \rightarrow Ni_2Al_3 \text{ a } 1133°C$$



$$Ni_2Al_3 + liq. \rightarrow NiAl_3 \text{ a } 854°C$$

come si rileva dalle deviazioni della linea del liquidus. Questa curva al di là di 68,5% di Ni presenta un minimo alla temperatura di circa 1362° corrispondente al tenore di nichel di 86,7%.

Per l'esame micrografico dei campioni contenenti meno del 20% di nichel veniva adoperato il reattivo all'acido fluoridrico diluito mentre gli altri a tenore di nichel più elevato vennero attaccati con una miscela di acido nitrico e acetico in acqua glicerina o acetone.

L'operazione di lucidatura dei campioni contenenti più dell'80% di Ni risultò piena di difficoltà per l'elevata durezza del materiale: le leghe con più di 92,5% di Ni risultarono costituite esclusivamente di soluzione solida α, mentre quelle con tenore di Ni fra 87,5 e 92,5% mostrarono delle zone più scure costituite di α e θ a struttura cellulare (v. figg. 5 e 6). La lega con 86,7% di Ni, a struttura perfettamente omogenea, conferma l'esistenza della fase θ: al di sotto dell'86,7% compare la struttura primaria dendritica della fase NiAl che sparisce al di sotto dell'82%. La matrice di tutte queste leghe sarebbe formata esclusivamente di θ senza alcuna presenza di eutettico.

Fra il 55 e l'80% di Ni le leghe si presentarono perfettamente omogenee e non fu possibile distinguere l' NiAl dall' Ni_2Al_3: secondo gli AA. quest'ultimo composto sarebbe quello classificato dal Gwyer come $NiAl_2$, che si presenta di un colore grigio-bleu e che non viene minimamente attaccato dall'acqua durante le operazioni di lucidatura contrariamente alle opinioni di altri sperimentatori.

Le leghe contenenti dal 35 al 53% di Ni hanno una struttura bifase costituita essenzialmente da Ni_2Al_3 e $NiAl_3$. Questi composti presentano, in campioni non attaccati, una colorazione grigio-bleu il primo e bianca splendente il secondo. La lega al 35% di Ni mostra ancora l' Ni_2Al_3 risultante dalla non completa reazione peritettica: $Ni_2Al_3 +$ liq. $\rightarrow NiAl_3$.

Fra 5 e 30% di Ni le leghe sono costituite da dendriti primarie di $NiAl_3$ e dall'eutettico $NiAl_3$-alluminio; la lega al 5% è formata di eutettico con tracce d'alluminio primario.

La linea del solidus venne determinata mediante esame micrografico di numerosi campioni, prelevati dai lingotti che servirono per il tracciamento delle curve di raffreddamento, dopo sottoposti a trattamento termico.

Per la regione compresa fra l'80 e il 90% di Ni la temperatura fu fatta ogni volta variare di 5°C e solo in alcuni casi si ebbe un sottoraffreddamento di una ventina di gradi dovuto probabilmente al rapido raffreddamento del forno a induzione alle alte temperature.

Per temperature intorno a 1100°C fu adoperato un forno a resistenza di platino e un riscaldo di 2 ore a 1400° e 3 ore a 1300° fu ritenuto sufficiente ad assicurare l'equilibrio termico: in ogni caso l'oscillazione di temperatura nelle operazioni di ricottura non fu maggiore di $\pm$ 2°C.

Mediante la tempra dei campioni fu possibile rivelare la formazione dell'eutettico alla temperatura di 1385° $\pm$ 2°C corri-

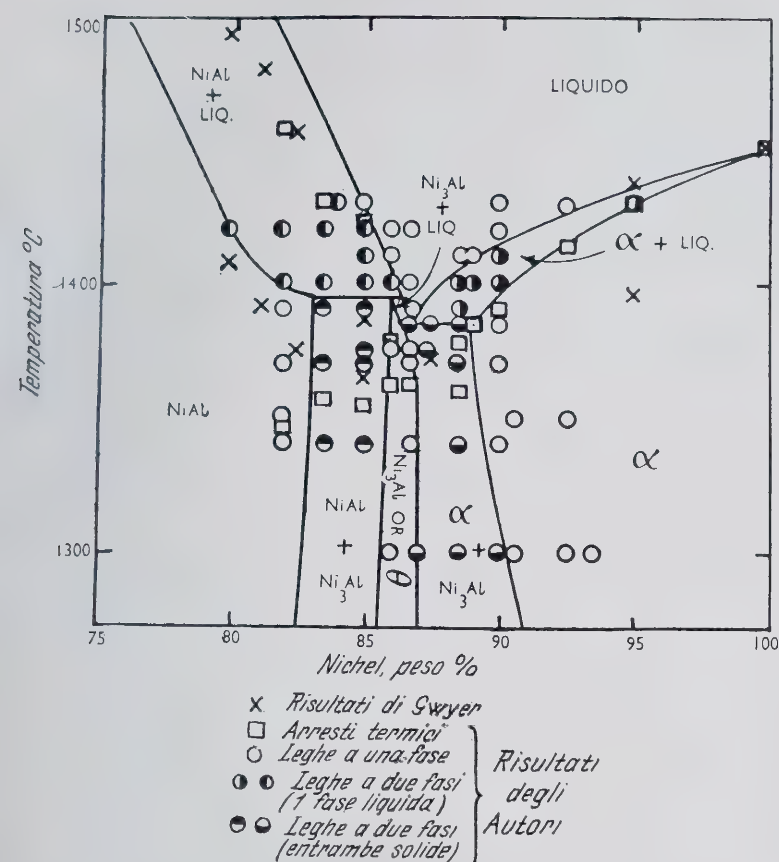


Fig. 2

spondente ad un tenore di Ni di 86,7%: che una lega di questa composizione risulta costituita interamente dalla fase θ se lentamente raffreddata o temprata da 1375° è dagli AA. spiegata dall'aumentata solubilità, fra 1385° e 1370°, del nichel in θ la quale fa scomparire la fase α distinguibile nella struttura eutettica. Alla temperatura eutettica il limite d'esistenza della fase α corrisponde ad un tenore di Ni di 89% mentre quello relativo alla fase θ si trova ad 86,4% dello stesso elemento.

La reazione peritettica NiAl + liq. → θ ha luogo alla temperatura di 1395°; a 1400° le leghe contenenti 86, 85, 83,5 e 82% di Ni risultarono costituite da soluzione solida NiAl e dal liquido. Il punto inferiore di solidificazione di queste quattro leghe risultò alla temperatura di 1390°; a questa temperatura la prima di esse risultò formata esclusivamente da θ, la seconda e la terza da θ + soluzione solida NiAl, l'ultima da sola soluzione solida. Alla temperatura peritettica la fase NiAl si estende fino all'83% di Ni.

A sinistra del punto di massimo corrispondente a 68,5% Ni alla temperatura di 1638° la linea del solidus scende fino a 1133°; a questa temperatura in una lega al 61% di Ni, la soluzione solida NiAl reagisce col liquido contenente 44,4% di Ni per formare il composto $NiAl_3$ con 59,5% di Ni. Infatti le leghe contenenti rispettivamente 51, 52 e 53% di Ni a 1100° si presentarono formate dal liquido e dal composto Ni_2Al_3 mentre nelle leghe con 59 e 60% di Ni è presente solo quest'ultima fase.

Andando sempre verso il lato alluminio la linea del solidus si abbassa nuovamente alla temperatura di 854° ove ha luogo la reazione peritettica per la quale la soluzione solida Ni_2Al_3 con 55% di Ni reagisce col liquido avente 28,4% di Ni per dare il composto $NiAl_3$ con 41-42% Ni; questa composizione risulta approssimata essendo stato difficile avere isolatamente il detto composto.

Le leghe in questa regione non sono forgiabili e sebbene esse siano state colate in conchiglia onde ottenere una struttura molto fine, tracce di Ni_2Al_3 persistono sempre anche dopo una ricottura di 4 giorni a 850°.

I LIMITI DI SOLUBILITA' DELLE VARIE FASI.

I limiti di solubilità sono stati determinati mediante esame microscopico di numerosi campioni temprati o raffreddati lentamente.

La fase α. - La fase θ separatasi per raffreddamento lento da leghe con 90,6-92,5% di Ni si presenta come in fig. 3. La lega con 90% di Ni se temprata da 1340° è costituita da uniforme soluzione solida α, mentre dopo una ricottura di due giorni a 950° essa ha la struttura bifase α + θ mostrata in fig. 4.

La lega con 88,5% di Ni anche se temprata dall'intervallo 1340-1370° appare sempre a struttura doppia α + θ e differisce dalla stessa lentamente raffreddata per la dimensione più minuta dei suoi costituenti risolvibili soltanto a 500 ingrandimenti.

TABELLA I.

Punti di arresto delle curve di raffreddamento.

Ni % composiz. nominale	Temperatura °C.				
	Liquidi	Solidi	1.	2.	3.
100	1452				
95	1431				
92.5	1414				
90	1391				
89	1384				
88.5	1378	1360			
86.7	1363				
86	1379	1362			
85	1424	1354		1320—1167	
83.5	1431	1357		1305—1145	
82	1458	1347		1248—1190	
80	1531				
75	1586				
68.5	1638				
65	1629				
60	1574		1133		
56	1493		1134	845	
52	1385		1133	854	635
50	1329		1133	853	
45	1191		1133	857	636
40	1062			853	636
35	956			856	636
30	881			850	634
25	838				638
20	800				638
15	772				642
10	710				642
5					632
0	659				

La fase θ. - Fra la temperatura eutettica e 1360° vi è un leggero aumento di 0,3% nella solubilità del nichel in Ni_3Al sufficiente a determinare la trasformazione di α in eutettico. Al disotto di 1360° il limite della fase θ dal lato nichel scende verticalmente fino a temperatura normale relativamente alla composizione di 86,7° di Ni. Dal lato alluminio la solubilità dell'alluminio in Ni_3Al ha un leggero aumento in quanto che la linea limite scende uniformemente dall'86% di Ni a 1395° ad 84,5% a 980°: da tale temperatura essa ha un andamento verticale.

La fase NiAl. - Le leghe con 80-86% di Ni se temprate da 1150° presentano una struttura aciculare che varia a secondo del tenore di Ni vedi figg. 11 e 12. Se esse vengono raffreddate lentamente compare una notevole quantità di θ e la soluzione sodila di NiAl perde la sua caratteristica struttura per mostrarsi come in fig. 10. Dato che la struttura aciculare scompare al di sotto dell'80% di Ni e per temperature di tempra inferiori a 1150° e tenuto conto che le leghe contenenti 65-80% di Ni hanno una struttura perfettamente omogenea a tutte le temperature al di sotto della linea del solidus, gli AA. concludono che la struttura aciculare è dovuta alla presenza, dopo tempra, di θ disciolto nella fase NiAl e non ad una decomposizione eutettoide o modificazione di fase come sovente si riscontra nella fase β di altre leghe alla quale l'NiAl si può paragonare.

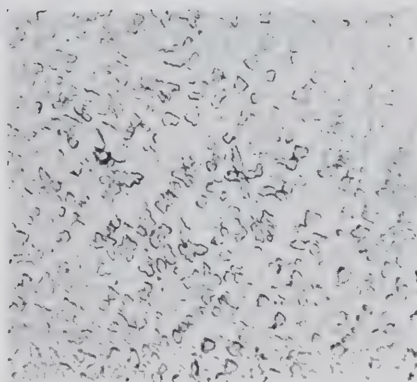


Fig. 3 - 90,6% Ni, lentamente raffreddata da 1280° a 950°C e dopo tempra in acqua. $\alpha + \theta$. × 1300. Attacco con miscela di ac. nitrico e acetico.

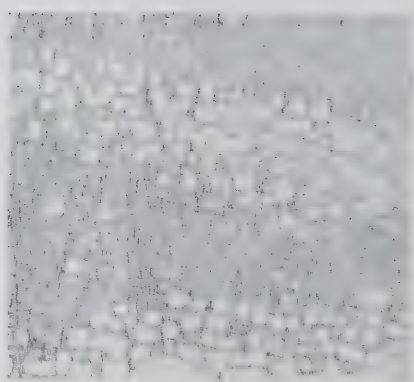


Fig. 4 - 90% Ni, ricotta a 956°C per due giorni e temprata in acqua. $\alpha + \theta$. × 500. Attacco con miscela di ac. nitrico e acetico.



Fig. 5 - 88,5% Ni, di solidificazione. $\alpha + \theta$. × 60. Attacco con miscela di ac. nitrico e acetico.

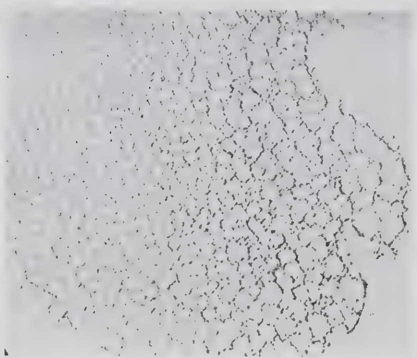


Fig. 6 - La stessa di fig. 5. × 400. Attacco con miscela di ac. nitrico e acetico.

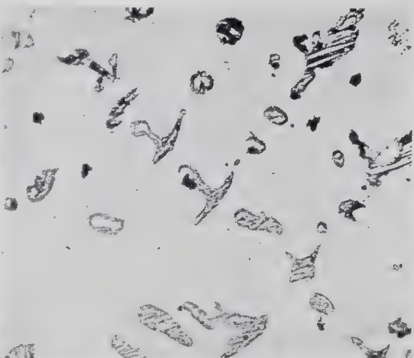


Fig. 7 - 86% Ni, di solidificazione. Ni-Al + δ. × 60. Attacco con miscela di ac. nitrico e acetico.



Fig. 8 - 86,7% Ni. Lentamente raffreddata da 1400° a 1385° durante 4 ore, temprata in acqua $\alpha + \theta$. Eutettico. × 250. Attacco con miscela di ac. nitrico e acetico.

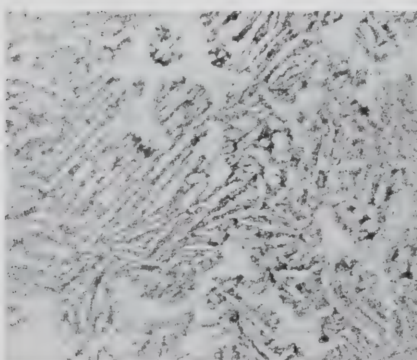


Fig. 9 - 83,5% Ni, di solidificazione. NiAl + θ. × 60.

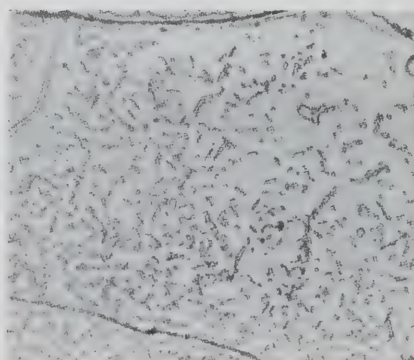


Fig. 10 - 82% Ni, ricotta a 956°C per due giorni, temprata in acqua - NiAl + θ. × 200.

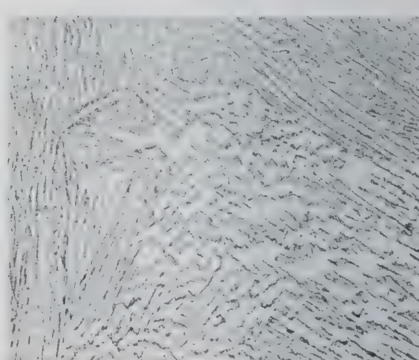


Fig. 11 - 84% Ni. Temprata in acqua dopo 5 ore a 1390°. × 600.

I limiti della fase NiAl alle varie temperature sono i seguenti:
83% Ni a 1395°; 82% Ni a 1300°; 80,6% Ni a 1150° e 79,2% Ni a 900°.

Nessuna variazione apprezzabile nei limiti di solubilità delle tre fasi α, θ, e NiAl fu riscontrata da 700° a temperatura normale. Una non lieve difficoltà presentò la determinazione dei limiti del campo bifase NiAl + Ni_2Al_3; col diminuire del tenore di nichel infatti dal 68,5 al 56% i costituenti variavano progressivamente di colore andando da una tonalità bleu grigia ad una porpora pallida.

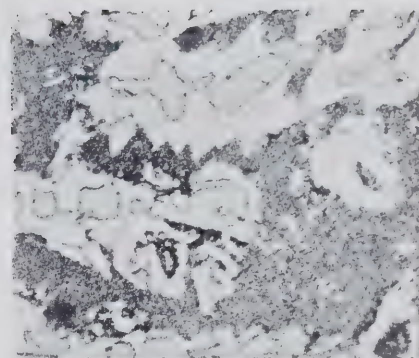
In campioni non attaccati non fu possibile rilevare una diversità di colorazione: il reattivo più adatto a meglio differenziare i due costituenti è una soluzione di acido nitrico e acetico in acetone che ne attacca i contorni (fig. 3). In seguito a ciò fu possibile mostrare che la linea limite della fase NiAl cade uniformemente da 61% di Ni a 1133° al 64,2% a 850° e che la solubilità dell'alluminio in NiAl rimane costante da tale punto fino a temperatura normale.

La fase Ni_2Al_3. - Il campo d'esistenza della fase Ni_2Al_3 è all'incirca un rettangolo situato tra il 56 e il 60% di Ni, la linea limite, dal lato nichel, cade verticalmente da 1133° e quella dal lato alluminio fa lo stesso da 854°.

La fase $NiAl_3$. - Date le notevoli difficoltà verificatesi nell'ot-


Fig. 12 - 82% Ni. Temprata in acqua dopo 5 ore a 1390°. × 600.


Fig. 13 - 62% Ni. Temprata in acqua dopo 6 ore a 800° - NiAl + Ni_2Al_3. × 250.


Fig. 14 - 35% Ni di solidificazione. Ni_2Al_3 + $NiAl_3$ + $NiAl_3$ - Eutettico × 150.

Tutte attaccate con miscela di acido nitrico e acetico tranne la lega 35% Ni mostrata senza attacco.

tenere isolatamente questa fase, gli AA. suppongono che il composto $NiAl_3$ ha una limitatissima capacità a disciogliere sia alluminio che nichel.

La soluzione solida ricca d'alluminio. - Nessuna ricerca è stata eseguita dagli AA. sulla solubilità del nichel nell'alluminio: essi riportano solo i risultati di Fink e Willey secondo i quali la solubilità diminuisce da 0,05% alla temperatura eutettica al 0,002% a 450°.

Gli AA. hanno accompagnato la loro ricerca micrografica con alcune determinazioni di durezza eseguite con cono di diamante e con 50 kg di carico. I risultati sono raccolti nella tab. 2.

Nelle leghe raffreddate lentamente si notò un'aumento di durezza al diminuire del tenore di Ni, da 101 V per una lega al 95% di Ni a 324 V per una con 85% dello stesso elemento.

La lega con 92,5% di Ni temprata da 1250° è meno dura della stessa raffreddata con lentezza dato che ad alta temperatura essa è costituita di soluzione solida α. Riscaldata 17 ore ore a 690° e successivamente temprata la sua durezza tende ad aumentare per la precipitazione di θ dalla soluzione solida.

I risultati delle prove di durezza eseguite sulle leghe con 86,7

TABELLA 2.

Prove di durezza.

Ni % composizione nominale	Piramide di diamante, carico 50 kg.			
	Dopo lento raffreddamento	Temprate da 1250° dopo 5 ore	Ricottura	
			17 ore a 690°	+20 ore a 710°
95	101	102	98.5	96.3
92.5	232	152	246	242
90	238	239	267	288
88.5	253	233	241	231
86.7	270	238	164	178
86	292	238	217	227
85	324	521	470	394
83.5	285	571	499	431
80	318	234	409	464

e 86% di Ni hanno contribuito notevolmente allo studio di questa zona del diagramma dato che esse non presentavano al microscopio alcuna differenza apprezzabile di struttura.

Variazioni di durezza tutte in un senso furono riscontrate nelle leghe con 85% e 83,5% di Ni raffreddate lentamente e contenenti il 50% di soluzione solida NiAl. La durezza massima si raggiunse in campioni temprati a fondo.

La lega con 80% di Ni temprata da 1250° si presenta a struttura leggermente aciculare: essa riscaldata in seguito a 690° aumenta la sua durezza da 234 a 409 V per l'avvenuta separazione di Ni_3Al.

In vista della loro notevole resistenza a caldo (ved. colon. 5 tav. II) queste leghe meritano speciale attenzione: fra esse quella con 80% di nichel per la sua alta resistenza all'ossidazione e alle temperature elevate è stata ricoperta di brevetto.

P. F.

A. C. DOWSON - Sull'esistenza d'una nuova fase nel sistema rame - alluminio - « J. Inst. Metals » (advance copy 776).

Lo scopo della presente ricerca fu quello di determinare più accuratamente la posizione delle fasi β e γ del sistema rame-alluminio: più particolarmente venne esaminata la zona compresa nel rettangolo a b c d del diagramma di stato riportato in fig. 1.

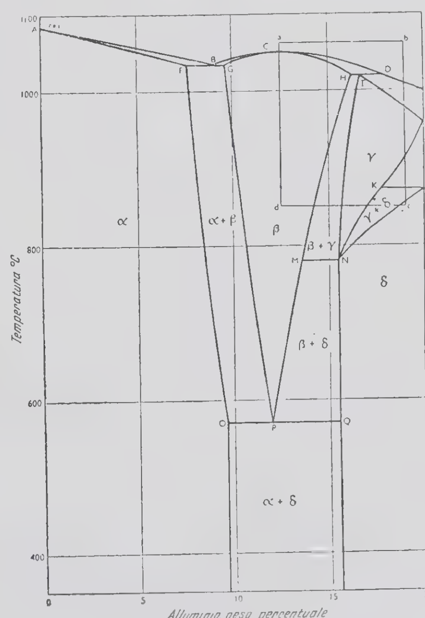


Fig. 1

I materiali impiegati nella ricerca furono di elevata purezza e di titolo non inferiore al 99,99%: le leghe furono preparate in atmosfera d'idrogeno fondendo una buona parte del rame di composizione alla quale venne aggiunto l'alluminio e successivamente la rimanenza di rame.

In questa guisa le leghe ottenute furono della massima omogeneità. Sui vari campioni esaminati microscopicamente, fu eseguita l'analisi chimica e la composizione di essi riportata nella tab. 1, risultò in più casi compresa entro il 0,05% di quella stabilita.

TABELLA I.

Composizione percentuale in peso

Alluminio	Rame	Totale
14-085	85-85	99-935
14-20	85-79	99-99
14-81	85-14	99-95
15-225	84-72	99-945
15-54	84-425	99-965
15-77	84-225	99-995
16-14	83-885	99-995
16-44	83-58	100-02

La linea del liquidus e l'orizzontale peritettica HD furono determinate mediante le curve di raffreddamento mentre per le altre linee limiti di fase si preferì più particolarmente l'esame micrografico di campioni temprati: per alcune di esse più difficili a determinare con questi metodi furono eseguite delle misure dilatometriche.

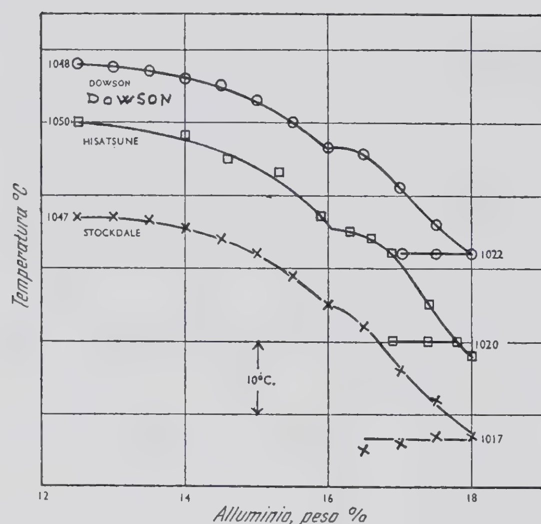


Fig. 2

Per la lettura delle temperature venne adoperata una coppia platino-platino rodio con la quale si poterono apprezzare variazioni di 0,2°C. Per la determinazione della nuova fase vennero preparati tre campioni del peso di 200 g ad ognuno dei quali dopo ogni prova veniva aggiunto del rame per la prova successiva: fu esaminato in tal modo l'intervallo dal 12,5 al 18% di Al. I risultati delle curve di raffreddamento sono riportati in fig. 2 insieme con quelli di Stockdale e Hisatsune. La

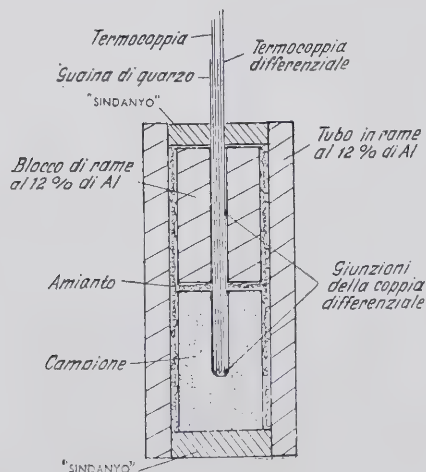


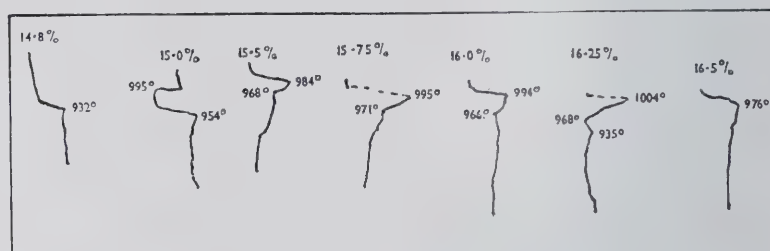
Fig. 3.

presenza nelle tre curve di un arresto al 16% di alluminio, è dall'A. spiegato dall'esistenza d'una reazione peritettica in tale punto e di una nuova fase nella regione ad esso vicina.

Per lo studio dei campioni allo stato solido furono tracciate delle curve termiche differenziali: a tal fine i campioni del peso di 200 gr. furono preparati in un forno a crogiolo nel quale, prima della solidificazione fu introdotta una barretta di grafite per lasciare nei campioni un pozzetto entro cui poi poter introdurre le coppie termoelettriche. Nello stesso modo fu preparato un cilindretto contenente 12,5% di Al mentre un largo tubo della stessa composizione fu invece colato in una conchiglia. Il cilindretto e il campione vennero rivestiti di amianto e introdotti nel tubo come in fig. 3.

Tutto il complesso venne collocato in un forno elettrico verticale e, ricotto per alcune ore a 980°, fu fatto raffreddare fino a 800°: a tale temperatura fu mantenuto un'ora prima di tracciare le curve di riscaldamento.

Dette curve sono rappresentate in fig. 4; quattro di esse relative a quattro leghe contenenti fra 15,5 e 16,25% di Al mostrano un arresto termico fra 965° e 970°: ciò dimostra appunto la presenza di una trasformazione eutettoide in questo intervallo. I campioni da temprare furono invece riscaldati in un forno



Curve differenziali di riscaldamento

Fig. 4

girevole di un angolo retto intorno ad un asse orizzontale al momento della tempra: in tal modo il campione cadeva verticalmente in una soluzione fredda di cloruro di calcio.

Dopo una ricottura di 5 ore a 950° ogni provino venne mantenuto per un'ora alla voluta temperatura e da questa temprato.

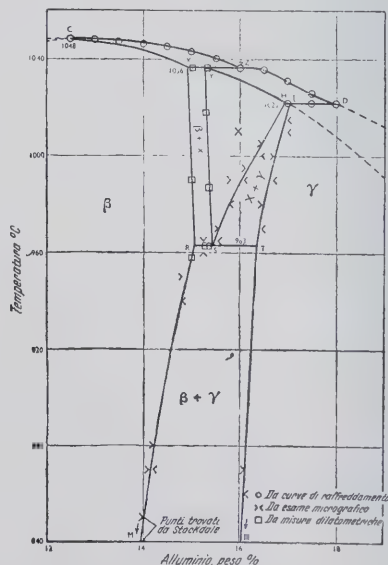


Fig. 5

Questi campioni, attaccati con una soluzione acquosa al 10% di persolfato d'ammonio, vennero esaminati al microscopio.

La fase γ, se presente, ha un colore bleu pallido se paragonata alla β. Nelle leghe contenenti più di 14,5% di Al e temprate, la fase β si decompone dando un miscuglio di β, a basso tenore d'alluminio, e γ. Questi cristalli γ, per la loro piccola dimensio-

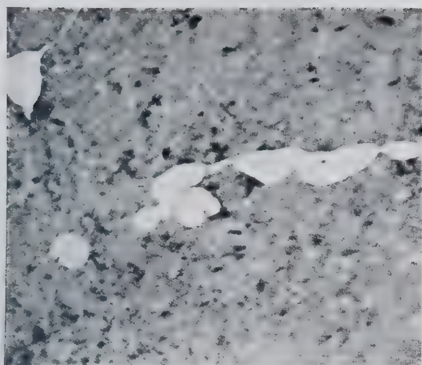


Fig. 6 - 15,54% Al - Temprato da 965°C. × 30. Attacco con persolfato d'ammonio al 10%.

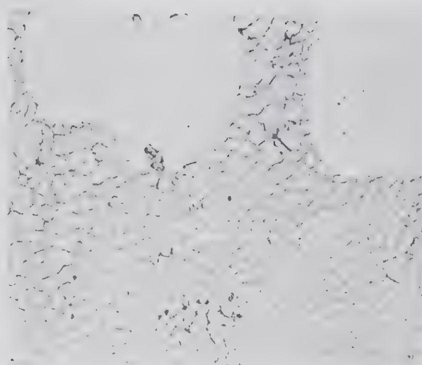


Fig. 7 - Lo stesso di fig. 6. × 350. Attacco con persolfato d'ammonio al 10%.

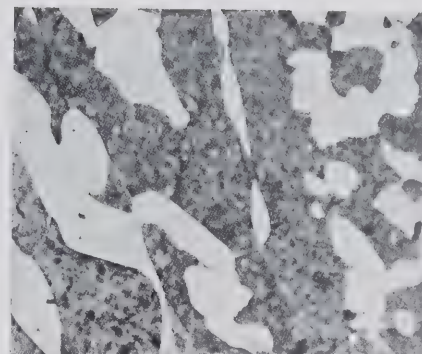


Fig. 8 - 15,54% Al - Temprato da 960°C. × 30. Attacco con persolfato d'ammonio al 10%.



Fig. 9 - Lo stesso di fig. 8. × 350. Attacco con persolfato d'ammonio al 10%.

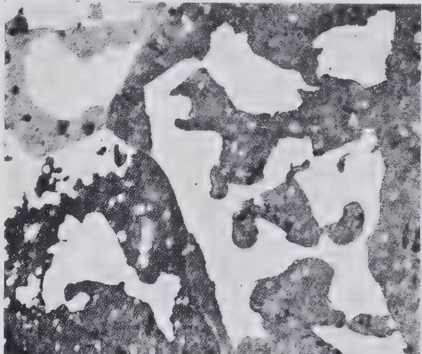


Fig. 10 - 15,54% Al - Temprato da 955°C. × 30. Attacco con persolfato d'ammonio al 10%.

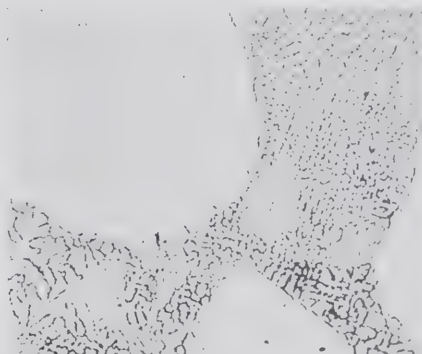


Fig. 11 - Lo stesso di fig. 10. × 350. Attacco con persolfato d'ammonio al 10%.

ne, non possono essere confusi con i cristalli γ primari originalmente presenti alla temperatura dalla quale venne fatta la tempra.

I risultati di questa ricerca micrografica mostrano un arresto fra 960° e 965° nella linea MH continua nel diagramma di Stockdale in fig. 1. Il diagramma secondo l'A. va modificato come in fig. 5 ove si vede che la MH si spezza in MR, RS, SH; RS essendo orizzontale.

L'A. presenta alcune micrografie figg. 6-11 dalle quali si può facilmente dedurre l'esistenza di questo arresto. In esse il γ primario appare bianco e il β, decomposto, di mezzo tono: nelle leghe temprate da 963°, in vicinanza dell'arresto compare una piccola quantità di γ primario fig. 6, mentre in quelle temprate da 960° la quantità di γ è quasi uguale alla β, fig. 8. Nessuna differenza esiste invece fra le leghe temprate da 955° (figura 10) e quelle temprate da 960°.

Tali risultati non lasciano alcun dubbio sull'esistenza di una nuova fase denominata dall'A. con x nel diagramma di fig. 5; pertanto la fase che si decompone in γ in prossimità del su citato arresto non sarà la β, ma proprio questa nuova fase difficile, al microscopio, a distinguersi dalla prima.

Per poter stabilire la posizione delle linee RX SY del diagramma in fig. 5 furono eseguite delle misure dilatometriche impiegando un dilatometro sensibile a 0,0025 di millimetro. I vari punti vennero determinati mediante curve di raffreddamento e di riscaldamento tranne per i due a 1036° e 1035,5° per i quali, data la loro vicinanza al liquido vennero tracciate soltanto curve di raffreddamento.

P. F.

M. L. Y. Gayler - Teoria dell'invecchiamento - «J. Inst. Metals» (advance copy 762).

In seguito alle loro numerose ricerche l'A. e Preston avevano formulata l'ipotesi che l'invecchiamento delle leghe alluminio-rame fosse dovuto in un primo tempo all'espulsione di atomi di soluto dalla soluzione solida accompagnata da probabile formazione di molecole e successivamente alla coagulazione di questi atomi o molecole sotto forma di minute cristalliti.

L'A. ritiene adesso che questa teoria non sia in grado di spiegare tutti indistintamente i fenomeni riscontrati durante l'invecchiamento. Si era visto infatti che diverse proprietà fisiche del materiale subivano una notevole variazione prima ancora che si fosse iniziata la precipitazione degli atomi di soluto dalla soluzione solida e senza che si notasse alcuna apprezzabile variazione delle costanti reticolari.

Fatte queste considerazioni l'A. propone una nuova teoria secondo la quale l'invecchiamento d'una lega dovrebbe seguire due fasi o stadi diversi.

Nella prima fase l'invecchiamento sarebbe dovuto alla diffusione di atomi di soluto in piani intorno ai quali avrà luogo in seguito la vera precipitazione. Questa diffusione causerà un aumento di concentrazione di atomi di soluto intorno ai piani di precipitazione del reticolo di soluzone solida e conseguentemente aumenterà la resistenza alla deformazione e la resistività elettrica del materiale.

Durante questo primo periodo dell'invecchiamento non ha luogo alcuna variazione del reticolo di soluzione solida.

La seconda fase segue immediatamente la prima: alcuni degli atomi, precedentemente diffusisi, associandosi ad atomi del solvente o tra di loro, si trasformeranno in molecole, queste a loro volta in gruppi di molecole che, se in numero sufficiente, abbasseranno la durezza e la resistività elettrica della lega. I gruppi molecolari, aumentando successivamente in grandezza ingenerano delle tensioni locali nel reticolo cristallino, come appunto si vede dagli spettrogrammi eseguiti con i raggi X. Essi continuano a crescere fino a che le tensioni, non più sopportate dalla soluzione solida, vengono scaricate con l'espulsione di detti gruppi dal reticolo di soluzione solida, iniziandosi in tal modo il fenomeno di precipitazione.

Le due fasi dell'invecchiamento fanno parte in verità di un unico processo: la formazione cioè di molecole e cristalliti che sono infine espulse dalla soluzione solida.

In altre parole l'invecchiamento può essere considerato come dovuto non tanto alla « precipitazione » quando alla formazione di cristalli di una certa fase durante il passaggio della lega da uno stato metastabile ad uno stabile.

E' evidente l'analogia con la ricristallizzazione di un materiale lavorato a freddo. Il primo effetto di una lavorazione a freddo è la frantumazione dei cristalli che fa aumentare la durezza del materiale; nella ricottura, la ricristallizzazione e l'ingrossamento dei grani cristallini dipenderanno dalla temperatura e la durezza si abbasserà fino ad un valore minimo dipendente dalla grandezza finale dei grani.

Un esame più accurato dei risultati conseguiti fa chiaramente vedere che i due processi d'indurimento menzionati sono effettivamente dipendenti l'uno dall'altro e che possono coesistere in grado maggiore o minore a secondo della temperatura e della durata dell'invecchiamento.

Sulla leghe da invecchiamento presentanti tale fenomeno possono quindi farsi le seguenti generalizzazioni:

1°. L'invecchiamento è dovuto ai due processi di diffusione e di precipitazione degli atomi di soluto.

2°. I due processi si manifestano entro limiti di temperatura variabili per ogni sistema di leghe, essendo il limite superiore determinato dall'inclinazione della linea di solubilità solida e l'nferiore dipendente dalle caratteristiche stesse della soluzione solida.

3°. L'entità del fenomeno dipende, a prescindere da altri fattori, dalla temperatura d'invecchiamento: esso è lento a temperature prossime al limite inferiore, notevolmente rapido per quelle vicine al limite superiore.

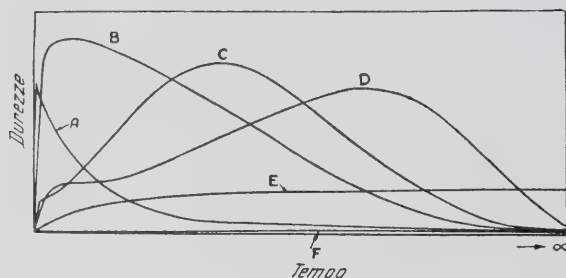


Fig. 1 - Curve tempo-durezza a diverse temperature d'invecchiamento.

4°. I limiti di temperatura ai quali si manifesta il fenomeno non sono perfettamente determinati.

5°. Se la temperatura d'invecchiamento si aggira intorno al limite inferiore la prima fase dell'invecchiamento, la diffusione cioè di atomi di soluto, è così lenta che la seconda si manifesterà soltanto dopo parecchio tempo.

Per temperatura invece intorno al limite superiore il primo periodo si manifesta così rapidamente che è difficile notarne gli effetti. A temperature intermedie l'entità delle due fasi dipende dalla temperatura e dalla durata dell'invecchiamento.

6°. Ciascuno dei due processi farà variare in maniera diversa le proprietà fisiche del materiale le quali presenteranno dei massimi e dei minimi a secondo della temperatura d'invecchiamento. Le caratteristiche meccaniche dovute alla prima fase dell'invecchiamento saranno gradualmente rimpiazzate da quelle dovute alla seconda fase.

Rappresentazione grafica dell'invecchiamento. — In relazione alla teoria su esposta, una curva rappresentativa della variazione di durezza di una lega durante l'invecchiamento, dovrà mostrare l'andamento dei due fenomeni.

Dato che l'entità del fenomeno dipende in definitiva dalla temperatura d'invecchiamento, ne viene di conseguenza che le variazioni di durezza di una lega non possono, come vogliono Jenkins e Bucknall, essere rappresentate da una sola curva, ma da un sistema di curve caratteristiche.

L'andamento di queste curve è mostrato in fig. 1. La curva A si riferisce ad una lega invecchiata ad una temperatura prossima al limite superiore. La prima fase del processo d'invecchiamento si manifesta con notevole rapidità, quasi istantaneamente; i suoi effetti sulla durezza non possono determinarsi per l'immediato susseguirsi della vera precipitazione. Data la quasi simultaneità dei due processi ne viene di conseguenza che a tale temperatura la massima durezza ottenuta può risultare apprezzabilmente inferiore a quella che è possibile ottenere a temperature d'invecchiamento meno elevate.

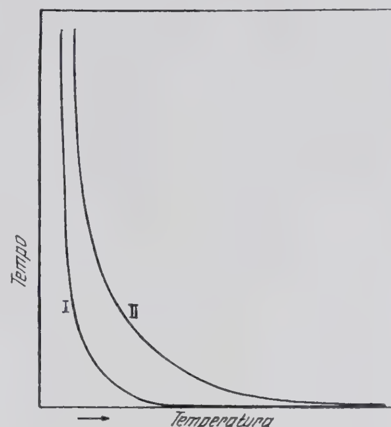


Fig. 2 - Curve tempo di massima durezza-temperatura per ciascuno dei due stadi di invecchiamento.

Se la temperatura d'invecchiamento coincide con quella corrispondente al limite inferiore, la prima fase si manifesterà con eccessiva lentezza e, conseguentemente, anche la seconda, da questa dipendente, procederà con lentezza. Questo secondo caso è rappresentato in figura con la curva F. Teoricamente questa si confonde con l'asse dei tempi e similmente la prima parte della A con l'asse delle durezze.

Le altre curve B, C, D, E si riferiscono a temperature d'invecchiamento intermedie. In base a tale nuova teoria sull'invecchiamento le due curve, tempo di massima durezza-temperature, tempo di massima resistività elettrica-temperature, dovranno in conseguenza venire esaminate separatamente. Infatti la massima durezza rappresenta quella che può essere ottenuta durante la seconda fase del processo, mentre la massima resistività, posta in relazione al tempo impiegato a raggiungerla, ha luogo in una fase diversa da quella.

La massima resistività si manifesta allorchè l'effetto della prima fase è bilanciato da quello dell'incipiente precipitazione.

La massima durezza e la massima resistività non possono quindi venir messe in relazione, riferendosi esse a due differenti stati fisici di una lega.

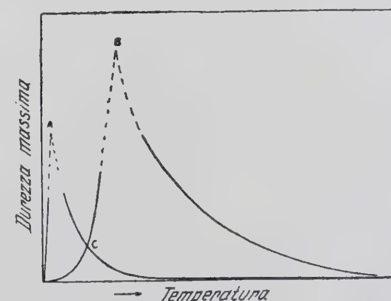


Fig. 3 - Relazione fra la temperatura e la massima durezza.

E' possibile però tracciare le curve tempo di massima durezza-temperature per ognuno dei due stadi d'invecchiamento. Curve di questo tipo sono mostrate in fig. 2; esse, come è evidente sono entrambe asintotiche all'asse dei tempi.

Rimane da considerare inoltre la relazione esistente fra la durezza massima e la temperatura. Dato che in entrambe le fasi le proprietà fisiche di una lega presentano dei massimi, e dato che a nessuna temperatura la seconda di esse è indipendente dalla prima, i massimi relativi alla prima fase dell'invecchiamento

precederanno sempre quelli relativi alla seconda, ma probabilmente si manifesteranno a più basse temperature. Prove di resistività elettrica e misure delle proprietà meccaniche confermano questa conclusione.

In fig. 3 sono mostrate le curve massima durezza-temperatura per ciascuna fase del processo d'invecchiamento: il punto C ove le due curve s'incontrano, corrisponde al momento in cui si ha l'equilibrio fra gli effetti della prima e della seconda fase. Da tale punto la resistività comincerà a diminuire e non sarà più possibile rilevare la durezza dovuta alla prima fase del processo.

Evidenza sperimentale della nuova teoria. — Come si è detto in precedenza, se la temperatura d'invecchiamento è scelta opportunamente entro l'intervallo limite, si può facilmente mettere in evidenza mediante prove fisiche, l'effetto della prima fase dell'invecchiamento, della diffusione, cioè, degli atomi di soluto.

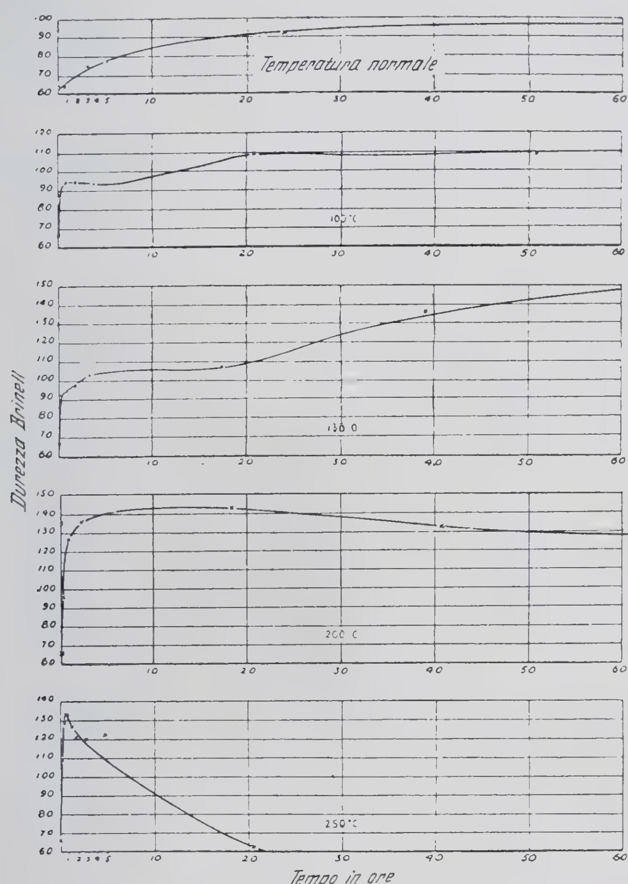


Fig. 4 - Curve di invecchiamento del Duralluminio dopo tempra da 500°C.

In fig. 4 sono riportati i diagrammi durezze-tempo di alcune prove d'invecchiamento eseguite dall'A. su una lega contenente 4% di Cu 0,8% Mg_2Si e 1% di Fe. Essa venne temprata, dopo prolungata ricottura, da 500°C e immediatamente trattata alle temperature indicate.

Mentre l'invecchiamento a temperatura normale diede un graduale incremento di durezza, quelli a 100° e 150° produssero un rapido aumento iniziale entro la prima mezz'ora; dopo tale periodo di tempo caratteristico del primo stadio d'invecchiamento, la durezza si mantenne costante o aumentò lentamente per poi ritornare a salire durante il fenomeno di precipitazione.

Il duralluminio invecchiato a temperature inferiori alla normale presenta una durezza meno elevata di quella ottenibile a temperatura ambiente, come mostrano appunto alcune prove eseguite da Meissner a 0°. Aitchison mostrò anche che l'invecchiamento di detto materiale viene ritardato di parecchi giorni se eseguito alla temperatura di —80° e non si verifica affatto alla temperatura dell'aria liquida.

Questi risultati, insieme con quelli di fig. 4, indicano che la prima fase del fenomeno d'invecchiamento per il duralluminio è caratterizzata da un aumento di durezza che presenta un massimo ad una temperatura prossima a quella normale. In base ad alcune prove meccaniche eseguite da Teed sul duralluminio invecchiato a 0°, 24° e 65°, la temperatura alla quale si presenta tale massimo sarebbe compresa fra quella normale e 65°C.

A temperatura ambiente l'inizio della seconda fase può venire rilevata soltanto mediante misure di resistività elettrica. Le esperienze condotte dall'A. sulla lega d'alluminio H_2 (contenente Cu 4%, Mg 0,5%, Si 0,3%, Fe 0,11%) mostrarono che la resistività elettrica aumenta fino a due giorni dopo la tempra per poi rimanere praticamente costante.

Euken e Warsentrup notarono però che nel caso di una lega contenente soltanto 4% Cu e 0,5% Mg, la resistività rimaneva approssimativamente costante per un periodo di 3-8 giorni dopo il quale essa gradualmente diminuiva.

Entrambi questi risultati rivelerebbero che la seconda fase del fenomeno avrebbe già cominciato a manifestarsi neutralizzando gli effetti della prima.

Questo fatto venne confermato dalle esperienze eseguite dall'A. e da Preston sulla lega H_3 contenente 4,5 Cu; 0,17 Si; 0,13% Fe, le quali indicarono infatti che, durante un invecchiamento a temperatura ambiente la resistività aumenta per un periodo di 2 giorni dopo di che sensibilmente diminuisce.

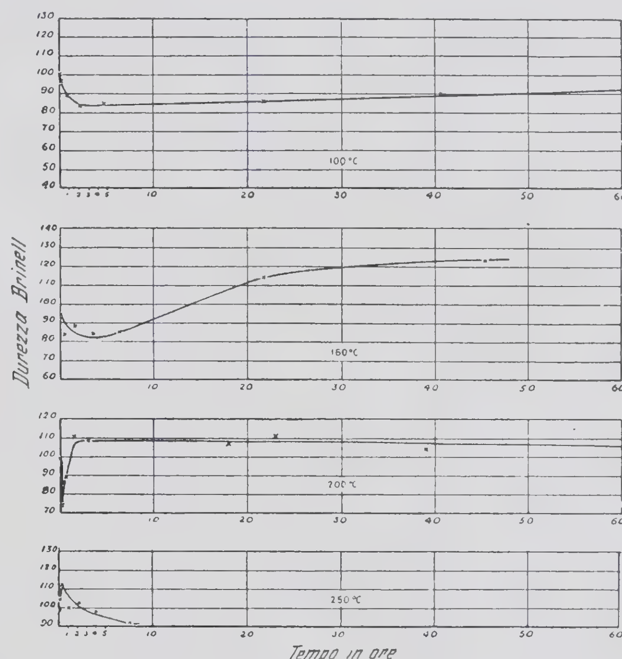


Fig. 5 - Curve durezze-tempo del Duralluminio invecchiato precedentemente a temperatura normale.

Un'altra prova dell'esistenza del primo stadio del fenomeno d'invecchiamento si ha nel comportamento del duralluminio trattato a caldo dopo un primo invecchiamento a temperatura normale. Come è possibile vedere dalla fig. 5, in tutti i casi e a tutte le temperature d'invecchiamento, si nota:

1° che si ha un inizio di addolcimento subito seguito da un aumento di durezza;

2° che più alta è la temperatura, più notevole è l'addolcimento;

3° che più alta è la temperatura, più rapido è il susseguente aumento di durezza e che viceversa più bassa è la temperatura, più lungo è il tempo durante il quale persiste l'addolcimento.

Masing e Koch trovarono lo stesso fenomeno di addolcimento seguito da indurimento nella lega rame-berillio contenente 2,5% Be invecchiata in un primo tempo a 150°-200° e successi-

vamente a 200°-300°: dato che la resistività elettrica aumenta durante il primo invecchiamento e diminuisce nel secondo, questi autori suggerirono pure l'ipotesi di un doppio stadio d'invecchiamento. Essi però ritennero che l'abbassamento iniziale di durezza poteva essere spiegato soltanto in base all'ipotesi di Volmer e Weber di una grandezza minima dei nuclei di cristallizzazione decrescente al diminuire della temperatura.

Una spiegazione più convincente viene invece fornita secondo l'A. dalla nuova teoria dell'invecchiamento.

L'addolcimento iniziale che si verifica nelle leghe che hanno subito un primo invecchiamento a bassa temperatura, e l'abbassamento della resistività elettrica sono segni evidentissimi che si è già oltrepassata la prima fase del processo e che si è iniziata la precipitazione degli atomi di soluto. Il fatto poi che la durata dell'addolcimento e l'entità di esso dipendono dalla temperatura ben corrisponde all'asserto che la seconda fase dell'invecchiamento si manifesta più rapidamente all'aumentare della temperatura.

L'esame degli spettri radiografici eseguiti dall'A. e da Preston su una lega contenente 4% di Cu mostra come l'inizio della seconda fase del fenomeno non sia accompagnata da alcuna variazione nelle dimensioni del parametro cristallino.

Questo è risultato anche dalle prove eseguite da Göler e Sach su una lega d'alluminio contenente 5% di rame.

Le esperienze eseguite da Kink e Smith sulla stessa lega fanno vedere che un lungo invecchiamento di essa è accompagnato da una notevole precipitazione senza che il reticolo cristallino subisca variazioni di sorta.

Essi però, non volendosi distaccare dalla teoria dell'invecchiamento di Merica, Waltenburg e Scott, non seppero spiegarsi gli anomali comportamenti della resistività elettrica e della densità che si manifestano prima che abbia luogo una sensibile precipitazione.

In base a queste considerazioni e ai risultati di altri sperimentatori l'A. conclude che il primo stadio del processo d'invecchiamento non è accompagnato da alcuna aprezzabile variazione del parametro cristallino e che le variazioni delle altre proprietà fisiche e meccaniche dimostrano che il primo stadio viene gradualmente sostituito dal secondo manifestantesi in definitiva con una visibile precipitazione di atomi di soluto.

P. F.

III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE

a) Ricerche sulla corrosione

W. O. KROENIG - **Prove di corrosione** - «Korrosion und Metallschutz» XIV, pp. 53-62 (1938).

Nelle prove di corrosione che si svolgono in laboratorio è opportuno scegliere condizioni di prova analoghe alle condizioni che si verificano in pratica, in modo da ottenere risultati di immediata utilità tecnica e industriale. E' necessario perciò disporre la prova in modo che l'azione reciproca tra mezzo corrodente e materiale in esame corrisponda a quanto si verifica in pratica.

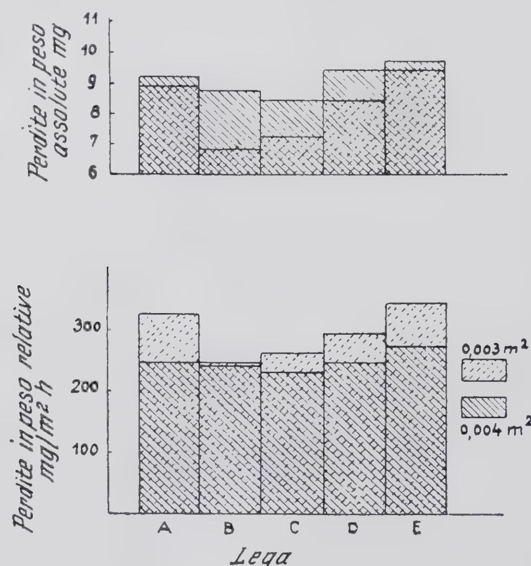


Fig. 1 - Dipendenza fra perdita in peso e grandezza della superfice per leghe di alluminio.

A tal fine e per operare in identiche condizioni di prova è buona norma mantenere le seguenti condizioni:

1) I recipienti di prova devono avere la stessa capacità e forma, in modo da far svolgere le prove sempre nelle stesse condizioni chimico-fisiche.

2) I provini devono presentare sempre la stessa forma e le stesse dimensioni. La figura 1 mostra la differenza di solubilità presentata da due provini in lega di alluminio, con superfici rispettivamente di 0,003 m² e 0,004 m², in acqua di mare, a parità di altre condizioni.

3) La preparazione della superfice del provino è di grande importanza. Bisogna che nelle prove tecniche di corrosione, la superfice metallica venga a trovarsi nelle condizioni, cui si presenterebbe in pratica. Sono da evitare tutti i procedimenti che ne alterino la conformazione naturale.

4) La composizione del mezzo corrodente deve essere costante in tutte le prove.

5) Il movimento relativo del provino e del mezzo corrodente ha grande influenza sulla velocità di corrosione, che deve essere mantenuta costante per prove in serie.

6) La temperatura deve essere mantenuta costante. Nelle prove tecniche deve rimanere nei limiti ± 1,0°, ed in quelle scientifiche ± 0,5°. Queste condizioni di prova implicano l'impiego di speciali termostati autoregolatori.

7) La durata della prova influisce sull'andamento della corrosione; generalmente le misurazioni vengono fatte a grandi intervalli di tempo. Nella figura 2 sono riportati i risultati di alcune prove su 2 leghe di alluminio dopo una durata di attacco di 90-300-720 ore.

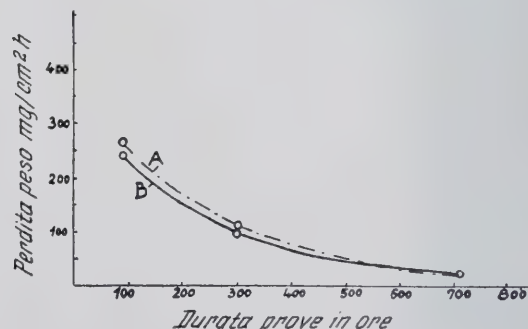


Fig. 2 - Perdite relative in peso nella prova di corrosione di 2 leghe di alluminio (A, B) in funzione della durata.

8) La presenza di gas deve essere controllata, avendo questi grande influenza sull'andamento della corrosione.

9) La composizione, la struttura e la preparazione dei provini

adoperati, come pure gli eventuali esami meccanici e metallografici, devono essere ben specificati.

La più semplice prova di corrosione è la qualitativa, durante la quale bisogna osservare le alterazioni della superfice del metallo intaccato e la composizione dei prodotti di corrosione. Queste prove qualitative possono servire come prove preliminari e di orientamento.

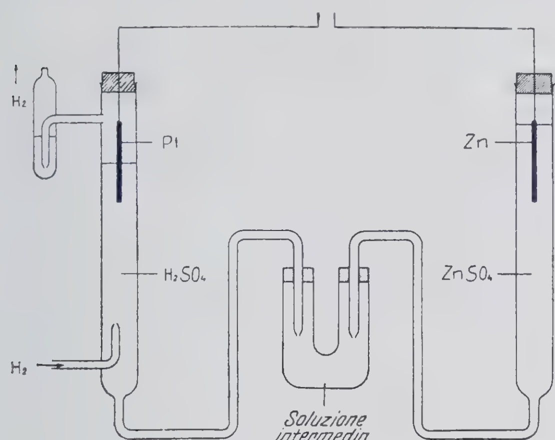


Fig. 3 - Schema per la misura del potenziale con elettrodo di zinco. (Isgaryschew).

I procedimenti per determinare quantitativamente l'intensità e l'andamento della corrosione si possono dividere nei seguenti gruppi:

A) Procedimenti elettrochimici.
B) Procedimenti analitici gravimetrici e meccanici.
C) Procedimenti volumetrici.
D) Altri procedimenti tecnici e abbreviati.

A) Procedimenti elettrochimici.

Ai procedimenti elettrochimici appartengono:

1) Le misure di potenziale.
2) La misura dell'intensità di corrente e della forza elettromotrice generate da due metalli a contatto.
3) La determinazione dei fenomeni di potenziale e di passività.

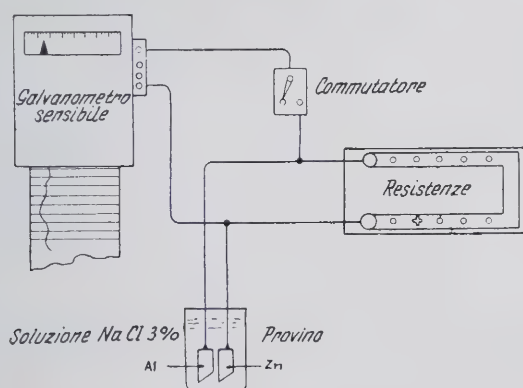


Fig. 4 - Apparato per la determinazione dell'intensità di corrente sviluppata da due metalli.

I potenziali elettrochimici normali vengono misurati in condizioni esattamente determinate. Si può adoperare il metodo consigliato da Isgaryschew, secondo lo schema di figura 3, in modo che un elettrodo sia costituito dal metallo da esaminare, e l'altro sia un elettrodo standard a idrogeno o a calomelano.

In pratica non basta conoscere il valore del potenziale elettrochimico normale ma interessa conoscere il potenziale del metallo nelle condizioni di composizione del liquido e di temperatura, che realmente si presentano. Per questa misura si adopera generalmente lo schema di Poggendorf. Per giudicare il comportamento di due metalli a contatto si può misurare l'intensità di corrente sviluppata, che è proporzionale alla quantità di metallo passata in soluzione, adoperando l'apparecchiatura rappresentata in fig. 4. Per eliminare i fenomeni di polarizzazione si può adoperare lo schema di fig. 5, fornito di voltmetro a catodo.

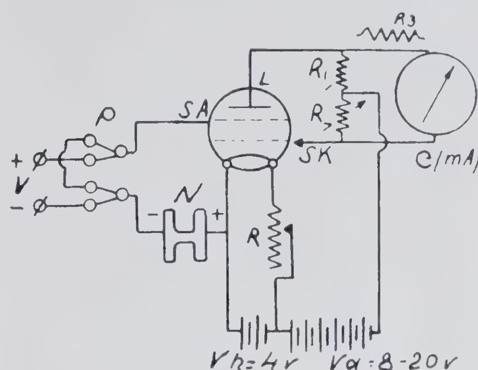


Fig. 5 - Schema per la determinazione dell'intensità di corrente con un voltmetro a catodo.

V = tensione misurata.
V_n = Batteria di accensione.
V_a = Batteria anodica.
N = Elemento normale.
P = Commutatore.
C (mA) = Galvanometro.
R = Reostato di accensione (2552)
R_1 e R_2 = Resistenza per la messa a zero.
R_3 = Resistenza addizionale.
S_a = Rete anodica.
S_k = Rete catodica.
I = Valvole (MDC).

Per seguire i fenomeni di polarizzazione e di passività dei metalli ci si può servire dello schema adoperato da W. J. Mueller (fig. 6).

B) Procedimenti analitici gravimetrici e meccanici.

I procedimenti di analisi gravimetrica sono, per la loro semplicità, tra i metodi di esame più diffusi.

I provini vengono preparati mediante smerigliatura e lucidatura e poi pesati. Dopo la prova i prodotti della corrosione vengono allontanati e i provini vengono pesati (con un'approssimazione di 0,1 mg, per provini minori di 50 g, e di 0,01 mg per provini più pesanti). Le variazioni di peso, riferite all'unità di superfice e alla unità di tempo, rappresentano la misura dell'attacco di corrosione e vengono espresse in mg/mm² ora e in gr/cm² anno.

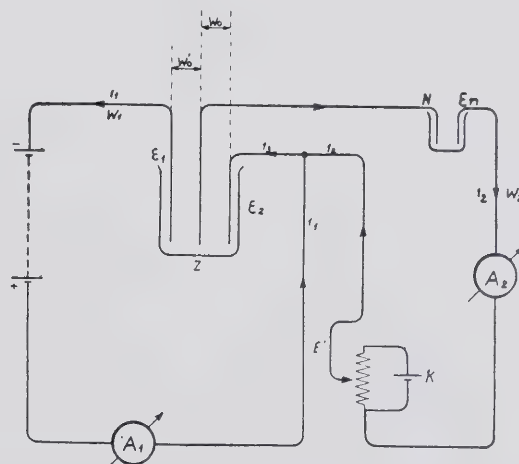


Fig. 6 - Schema per l'esame dei fenomeni di passività (W. J. Müller).

Un altro metodo di prova di corrosione si basa sulla misura della profondità della corrosione (penetrazione), metodo usato di preferenza in Inghilterra. Unità di misura è in questo caso lo spessore dello strato (espresso in pollici) di cui si assottiglierebbe il provino nel corso di un anno.

I procedimenti analitici-gravimetrici sono applicabili solo quando l'attacco si propaga uniformemente su tutta la superfice; nel caso di attacco locale, o di corrosione intercristallina, i procedimenti analitici-gravimetrici non hanno alcun valore pratico. La corrosione intercristallina provoca un peggioramento delle caratteristiche meccaniche, perciò se si misura il carico di rottura o l'allungamento prima e dopo la prova di corrosione, si calcola l'entità della corrosione dalle formule:

$$a = 100 \frac{R_1 - R_2}{R_1} \; ; \; a = 100 \frac{A_1 - A_2}{A_1}$$

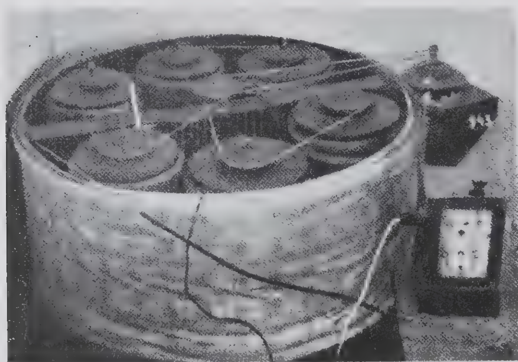


Fig. 7 - Apparecchio per prove d'immersione permanente (WIAM, Mosca).

Le prove analitico-gravimetriche e meccaniche sono specialmente adatte per l'esame tecnico dei metalli, per eseguirle si adoperano i seguenti tipi di apparecchi:
1) Apparecchi per prove di immersione permanente.
2) Apparecchi per prove di immersione alternata.
3) Apparecchi per prove a spruzzo (camere a nebbia e simili).

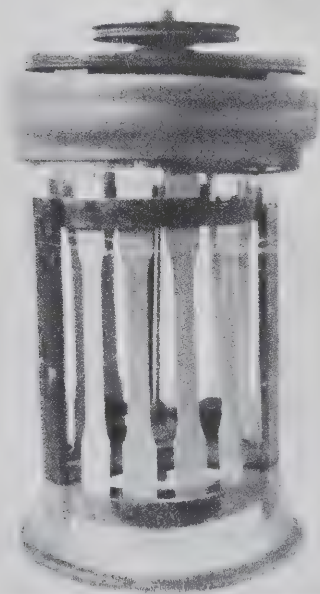


Fig. 8 - Recipienti di vetro con sopporto in ebanite e provini per prove di immersione permanente. (WIAM, Mosca).

Rappresentante tipico del primo tipo è l'apparecchio adoperato dal Laboratorio dell'Istituto Riunito per materiale aeronautico di Mosca (WIAM).

Esso consta di un termostato in ferro zincato isolato dall'esterno con feltro e tela cerata, dall'interno con uno strato di asfalto (fig. 7). Il termostato viene riempito d'acqua a temperatura costante. I provini vengono portati da un sopporto di ebanite immerso in un recipiente di vetro (fig. 8) contenente 8 litri di liquido corrosivo.

Questo recipiente è munito di due coperchi a piastra in ebanite, tra i quali vi è uno spazio intermedio di 1,5 cm; la piastra inferiore è forata e permette la libera entrata dell'aria, la superiore non forata preserva dalla polvere. Ogni termostato comprende 6 recipienti di prova. Nei singoli recipienti rotano gli agitatori (di vetro e ebanite) alla velocità di 135 giri al minuto.

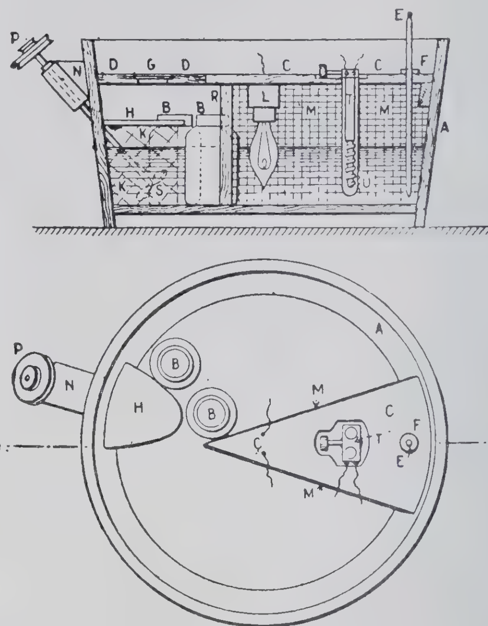


Fig. 9 - Apparecchio per prove di immersione permanente. (American Bureau of Standards, Washington).

Altro esempio di apparecchio per prove di immersione permanente è quello costruito dall'American Bureau of Standards, di Washington che consiste in un termostato con termoregolatore contenente glicerina, in cui sono immersi i recipienti di prova (fig. 9). La mescolazione avviene per immissione di aria (100 bolle al minuto).

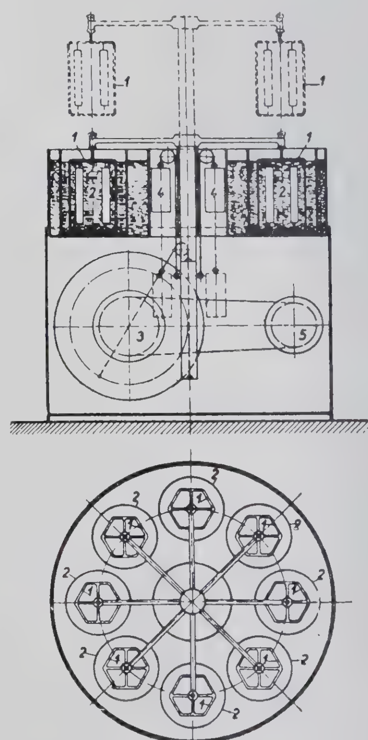


Fig. 10 - Schema di un recipiente per prove di corrosione (DVL, Berlino).

Per prove di immersione alternata è consigliabile l'apparecchio adoperato dall'Istituto WIAM di Mosca. I provini vengono fissati alla periferia di un cilindro, che fa 1 giro in 15 minuti intorno al proprio asse. I provini vengono così ad essere immersi nel liquido per circa 1 minuto e mezzo e per 13 minuti e mezzo nell'aria. Una resistenza a lampada incandescente provvede all'essiccamento dei provini nell'aria.

Le prove di corrosione a spruzzo si possono realizzare mediante armadietti o cilindri, nei quali i provini, appoggiati o in sospensione, vengono spruzzati col liquido in questione mediante polverizzatore. La fig. 12 mostra un apparecchio di questo tipo dell'American Bureau of Standards di Washington.

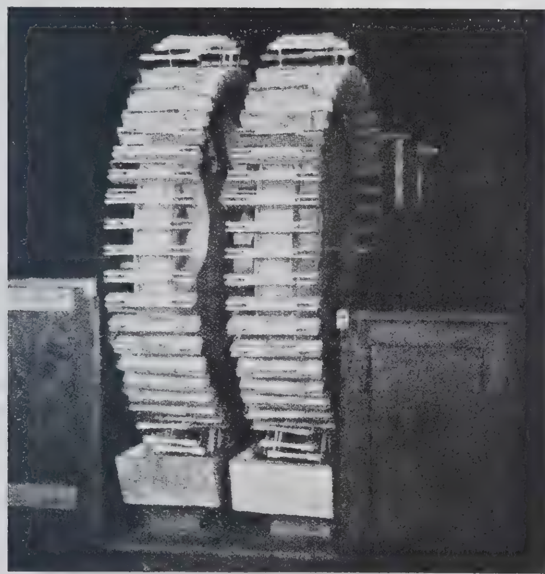


Fig. 11 - Apparecchio per immersione alternata (WIAM - Mosca).

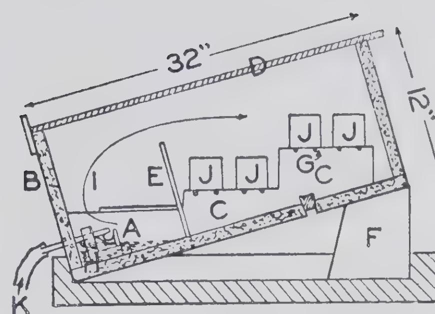


Fig. 12 - Camera a nebbia (American Bureau of Standards, Washington).

Infine vi sono i metodi di prova naturali, che consistono nell'esporre i provini all'azione dell'acqua di mare, dell'aria, del terreno, ecc. e nel loro periodico controllo metallografico, analitico-gravimetrico e meccanico.

C) Procedimenti volumetrici.

I procedimenti volumetrici possono venir divisi in due gruppi:

1) Prove per la determinazione delle quantità di gas sviluppate durante la corrosione.
2) Prove per la determinazione della quantità di gas assorbita durante la corrosione.

I procedimenti del primo gruppo vengono adoperati per le prove di corrosione con acidi, poichè misurano la quantità di idrogeno sviluppata in una certa unità di tempo e riferita all'unità di superfice del metallo.

Al secondo gruppo appartengono quegli apparecchi che misurano la quantità di ossigeno consumato durante la prova, quantità che è funzione del processo di corrosione.

Questi metodi non sono però sufficientemente esatti.



Fig. 13 - Apparecchio per prove a spruzzo con acqua marina, per prove di corrosione. (DVL - Berlino).

D) Altri procedimenti tecnici e rapidi.

Tra gli altri procedimenti sono da ricordarsi la determinazione della quantità di metallo esaminato sciolta nel liquido corrosivo, la variazione della conducibilità elettrica, e altri metodi dovuti a Mylius e a Roehrig, sempre rientranti come principi generali nei sistemi già esaminati.

P. R.

IV. - ANALISI CHIMICA E SPETTROSCOPICA

H. V. Churchill, R. W. Bridges e M. F. Lee - Determinazione del silicio nell'alluminio e nelle sue leghe - «Ind. Eng. Chem. Anal. Ed.» IX pp. 201-202 (1937).

Una rassegna della letteratura tecnica dimostra che non esiste ancora un metodo soddisfacente per la determinazione del silicio nell'alluminio e nelle sue leghe. Le basi principali di incertezza dipendono essenzialmente dal fatto che i metodi usuali di attacco acido portano ad un residuo che può contenere silicio e silice insieme. Inoltre durante la dissoluzione del campione (1) può avvenire una perdita sensibile di silicio per volatilizzazione in particolar modo se si fa uso di acidi ossidanti.

(1) Collendar, L. H., Analyst, LVIII, 81 (1933).

Sembra ovvio che queste perdite di silicio possano essere influenzate sia dal tipo di acido usato, sia dalle condizioni fisiche del silicio in funzione al trattamento termico subìto dal metallo, sia infine dai composti nei quali il silicio si trova combinato. La tabella 1 fornisce i dati ottenuti da campioni su cui sono stati operati differenti trattamenti termici.

I dati riportati indicano una concordanza soddisfacente tra i risultati ottenuti con miscela acida ed i risultati ottenuti con idrato sodico. L'attacco operato con acido perclorico ha fornito risultati più bassi. Delle differenze marcate tra i dati relativi alla miscela acida ed alla soluzione di idrato sodico appaiono nel caso della lega 51 S-W e nel caso della lega 51 S-T. Sembra che le discordanze significative si verifichino solo nel

caso di alluminio legato a siliciuro di magnesio, e solo quando il metallo si trova in uno stato susseguente ad un preventivo trattamento termico.

La tendenza all'impiego dell'acido perclorico nella determinazione della silice è spiegabile perchè, sebbene esso fornisca risultati bassi, l'insolubilizzazione della silice riesce in modo soddisfacente ed il successivo ridiscioglimento dei sali viene effettuato più facilmente che non quando viene impiegato l'acido solforico.

TABELLA I.

Lega	Tempera	Attacco con Miscela acida %	Acido perclor. %	Idr. sodico %
51S	O	0.93	0.92	0.94
		0.93	0.93	0.94
51S	W	0.85	0.75	0.94
		0.86	0.73	0.93
51S	T	0.89	0.84	0.93
		0.88	0.84	0.94
17S	H	0.50	0.51	0.51
		0.51	0.51	0 51
17S	O	0.48	0.49	0.49
		0.48	0.49	0.48
		0.48	0.48	0.49
		0.48	0.47	0 49
2S	H	0.19	0.17	0.19
		0.19	0.17	0.19
2S	24 ore a 148.89°C	0.20	0.16	0.20
		0.19	0.16	0.20
2S	24 ore a 260°C	0.20	0.17	0.21
		0.19	0.17	0.21
3S	H	0.25	0.25	0.25
		0.25	0.24	0.25
3S	24 ore a 300°C	0.26	0.24	0.25
		0.25	0.25	0.27
3S	24 ore a 500°C	0.25	0.26	0.26
		0.25	0.25	0.26
43S	H	5.06	4.96	5.05
		5.05	4.97	5.05
43S	24 ore a 148.89°C	5.06	4.97	5.03
		5.05	4.98	5.06
43S	24 ore a 260°C	5.00	4.91	5.03

I seguenti metodi — proposti dagli AA. — si prestano soddisfacentemente per la determinazione in questione.

a) ATTACCO CON MISCELA ACIDA.

Si pone un gr. del campione in una bevuta della capacità di 250 cm³. Tenendo la bevuta il più possibile coperta, si aggiungano con cautela 35 cc di miscela acida (485 cc di acqua, 115 cc di acido solforico, 200 cc di acido cloridrico e 200 cc di acido nitrico). A reazione ultimata si evapora fino a formazione di copiosi fumi bianchi, si raffredda, si aggiungono 10 cc di acido solforico 1÷3 e 100 cc di acqua calda, si fa bollire fino a quando tutti i sali sono sciolti. Si spappola della carta da filtro nella soluzione, e si filtra attraverso ad un filtro lento, si lava per bene con acqua calda. Si evapora il filtrato finchè fuma, lo si raffredda, si riprende con acqua, si spappola ancora della carta da filtro, si filtra e si lava come prima. Il residuo viene bruciato in un crogiolo di platino. Dopo raffreddamento si mescola il residuo con 1÷8 gr di carbonato sodico. Si fonde, si raffredda e si pone in un beaker con 50 cc di acido solforico 1÷3. Si evapora sino a formazione di fumi bianchi; si raffredda e si aggiungono 100 cc di acqua calda. Si riscalda fino a completa soluzione dei sali, evitando però un trattamento prolungato perchè la silice tende a ridisciogliersi. Si filtra dopo aver spappolato ancora della carta da filtro e si lava con acqua calda.

Il filtrato si evapora per separare la silice che può essere sfuggita alla prima insolubilizzazione e lo si filtra. Si seccano i filtri così ottenuti per poi bruciarli in un crogiuolo di platino, portando la temperatura prima a 500° e poi a 1000°. Si raffredda e si pesa. Il residuo si inumidisce con poche goccie di acido solforico di luito; si aggiunge qualche cc di acido fluoridrico. Si tira a secco, si arroventa, si raffredda e si ripesa. La perdita in peso rappresenta la silice. (Silicio=Silice×0.4672).

b) ATTACCO CON IDRATO SODICO.

Si scioglie da 0.5 ad 1 gr di campione in un beaker di metallo Monel coperto, usando 15 cc di una soluzione di idrato sodico al 30%. Quando cessa la reazione violenta, si pone il beaker su una piastra calda a riscaldare dolcemente fino a quando il volume della soluzione è ridotto a circa 5 cc Se la soluzione è ancora torbida si aggiungono 2 o 3 cc di acqua ossigenata al 3%, per affrettare l'ossidazione. Si versa la soluzione in un beaker di vetro Pyrex contenente 80 cc di acido solforico 1÷1. Si pulisce molto accuratamente il beaker di metallo Monel raccogliendo il tutto nel beaker di vetro Pyrex. Si aggiungono 2 cc di acido nitrico concentrato, si evapora finchè fuma copiosamente e si porta a termine mediante il procedimento di volatilizzazione della silice che si impiega d'ordinario.

VARIAZIONE DEL METODO. — (Questo metodo è preferibile perchè dopo l'insolubilizzazione, i sali vengono sciolti più facilmente). Si versa la soluzione in un beaker di vetro Pyrex contenente 65 cc di acido solforico 1÷1 e 20 cc di acido perclorico al 60%. Si fa la doppia disidratazione mediante evaporazione a fumi copiosi e si porta a termine mediante l'ordinario procedimento di volatilizzazione della silice.

ALTRA VARIAZIONE DEL METODO. — « L'Aluminum Research Institute » (2) riporta una modifica nel metodo. Si neutralizza la soluzione concentrata di idrato sodico con acido cloridrico 1÷1 e la si versa in un beaker di vetro Pyrex. Si aggiungono 20 cc di acido perclorico al 60%. Si evapora a fumi copiosi, si raffredda si aggiungono 50 cc di acqua calda, si porta all'ebollizione, si filtra su filtro contenente una polpa di carta da filtro e si lava con acido cloridrico caldo all'1%. Si aggiungono 10 cc di acido perclorico al filtrato, si evapora e si filtra come prima. Si essiccano i filtri, poi si calcinano in crogiuolo di platino a 1000°C. Si aggiungono poche goccie di acido solforico e si calcina a peso costante. Si raffredda e si pesa. Si porta a termine mediante l'ordinario procedimento di volatilizzazione della silice.

F. S.

(2) Aluminum Research Institute, Standard Methods for Sampling and Analyzing of Aluminum and Certain Aluminum Alloys, 1932.

I. UBALDINI e U. PELAGATTI - Sul dosaggio del magnesio in presenza di metalli del terzo e del quarto gruppo, con particolare riguardo all'analisi delle leghe d'alluminio - « La Chimica e l'Industria » XX, pp. 73-75 (1938).

In una precedente nota sulla determinazione del magnesio nelle leghe di alluminio gli AA. hanno avuto modo di osservare come la separazione del magnesio dai metalli del terzo e quarto gruppo, seguendo i metodi dell'analisi qualitativa, conducesse a forti perdite di magnesio e non potesse quindi essere adottata nemmeno in analisi tecniche di controllo. Sui gravi errori insiti nella predetta separazione era già stata richiamata l'attenzione da altri sperimentatori. Per ovviare l'inconveniente lamentato, e per rendere inoltre più rapido il procedimento analitico, gli AA. hanno suggerito il dosaggio diretto del magnesio nelle leghe d'alluminio esenti da manganese, eliminando anzitutto l'alluminio mediante attacco della lega con soluzione di idrato sodico e precipitando quindi il magnesio con fosfato sodico e ammoniaca in presenza di citrato ammonico. Nel caso di leghe contenenti manganese, la precipitazione diretta del magnesio nelle stesse condizioni non è possibile, poichè anche il manganese forma un fosfato ammonico manganoso insolubile. Il manganese deve essere quindi previamente allontanato dalla soluzione e tale scopo si ottiene con relativa rapidità ed esattezza precipitandolo come acido metamanganoso mediante trattamento della soluzione acida per acido nitrico, con persolfato ammonico.

Il metodo d'analisi applicato successivamente a numerose leghe del commercio ha fornito sempre agli AA. risultati soddisfacenti.

Per rendere maggiormente rapida l'esecuzione dell'analisi, è parso agli AA. degno di interesse sperimentare anche la precipitazione del magnesio in presenza di alluminio e di manganese aggiungendo ai liquidi in esame delle sostanze capaci di mantenere in soluzione i due ultimi metalli.

Quanto all'alluminio, è noto da tempo che addizionando acido

tartarico alla soluzione si evita la precipitazione del metallo trivalente, mentre discordanti sono i pareri sull'influenza che tartrato ed alluminio insieme esercitano sulla separazione del fosfato ammonico magnesiaco.

Il metodo di separazione del magnesio dall'alluminio in presenza di acido tartarico si trova descritto nelle vecchie edizioni del Fresenius e viene raccomandato da E. Wilke-Dörfurt. Czochsalski, Jander e Weber, mentre Hahn, Dornauf e Scheiderer sostengono che il tartrato ritarda o rende irregolare o addirittura impedisce la precipitazione del magnesio quand'esso è presente in quantità relativamente piccole.

Le esperienze eseguite dagli AA. a questo riguardo hanno permesso di osservare che da soluzioni di circa 400 cm^3, contenenti fino a g 0,5 circa di alluminio e g 5 di acido tartarico, è possibile precipitare senza inconvenienti di sorta g 0.006-0.04 di magnesio come fosfato ammonico magnesiaco. Aumentando le quantità di alluminio e di acido tartarico la separazione del fosfato insolubile di magnesio è più lenta del consueto e non è più quantitativa.

Un altro sale organico che può essere impiegato per evitare la precipitazione dell'alluminio è il citrato ammonico. Nelle precedenti ricerche gli AA. ottennero con questo sale buoni risultati nelle condizioni sperimentali già accennate e pertanto parve loro consigliabile l'esecuzione di altre prove variando le quantità di magnesio ed aggiungendo anche notevoli proporzioni di alluminio e di altri metalli alle soluzioni da precipitare.

I risultati conseguiti sono esposti nella tabella 1.

TABELLA 1.

N. prova	Aggiunte alla soluzioue	Peso del pirofosfato ottenuto g	Peso del pirofosfato teorico g	Differenza g
	Mg contenuto nella soluzione g 0.0372			
1	10 cc soluz. citrato NH_4 (*)	0.1720	0.1703	+ 0.0017
2	5 g ac. tartarico	0.1720	0.1703	+ 0.0017
3	10 cc citrato, 0.18 g Al	0.1715	0.1703	+ 0.0012
4	5 g ac. tart., 0.18 Al	0.1705	0.1703	+ 0.0002
5	10 cc citrato, 0.36 g Al	0.1125	0.1703	— 0.0574
6	5 g ac. tart., 0.36 g Al	0.1750	0.1703	+ 0.0047
7	10 cc citrato, 0.9 g Al	non si forma alcun precipitato		
8	5 g ac. tart., 0.9 g Al	0.1645	0.1703	— 0.0058
	Mg contenuto nella soluzione g 0.0124			
9	10 cc citrato, 0.18 g Al	non si forma alcun precipitato		
10	5 g ac. tart., 0.18 g Al	0.0580	0.0567	+ 0.0013
	Mg contenuto nella soluzione g 0.0062			
11	10 cc citrato, 0.18 g Al	non si forma alcun precipitato		
12	5 g ac. tart, 0.18 g Al	0.0290	0.0283	+ 0.0007
	Mg contenuto nella soluzione g 0.0372			
13	10 cc citrato g 0.4 Fe, 0.4 Cu, 0.6 Ni	0.1950	0.1703	+ 0.0247
14	5 g ac. tartarico g 0.4 Fe, 0.4 Cu, 0.6 Ni	0.1840	0.1703	+ 0.0137
15	20 cc citrato g 0.4 Fe, 0.4 Cu, 0.6 Ni	0.1890	0.1703	+ 0.0187
16	10 g ac. tartarico g 0.4 Fe, 0.4 Cu, 0.6 Ni	0.1865	0.1703	+ 0.0162

Esaminando questa tabella è facile concludere che l'influenza del citrato ammonico e dell'alluminio sulla precipitazione del magnesio è ancora più accentuata che non nel caso del tartrato. Gr. 0,36 di alluminio e 10 cm^3 di soluzione di citrato ammonico sono già sufficienti ad impedire la precipitazione di circa 1/3 del magnesio totale presente nel liquido trattato; con g 0,9 di alluminio il fosfato ammonico magnesiaco non si forma affatto nemmeno agitando energicamente la soluzione e lasciandola quindi lungo tempo in riposo. Se la soluzione da precipitare contiene quantità di magnesio relativamente piccole (intorno a g 0,01), sono sufficienti anche g 0.18 di alluminio per impedire la separazione del fosfato ammonico magnesiaco.

Le esperienze N° 13 e 15 attestano che la presenza di proporzioni notevoli di ferro, rame e nichelio non ostacola la precipitazione del magnesio, però il citrato ammonico non riesce ad evitare che quantità relativamente elevate dei detti metalli si separino insieme al magnesio e si ritrovino quindi nel pirofosfato.

Questo inconveniente rilevano gli AA., sebbene attenuato, anche nei riguardi dell'acido tartarico.

Dal complesso delle esperienze gli AA. sono condotti a concludere che il dosaggio diretto del magnesio in presenza di alluminio e di acido tartarico può essere realizzato soltanto nei casi in cui il metallo trivalente non sia contenuto nella soluzione in quantità superiori a circa g 0.3.

I risultati conseguiti sono fondamentalmente in accordo con quelli di Hahn, Dornauf e Scheiderer e consentono di affermare che nell'analisi di leghe d'alluminio, nelle quali il magnesio sia presente in proporzioni inferiori all'1%, è indispensabile eseguire il dosaggio del magnesio nella soluzione previamente liberata dall'alluminio.

L'impiego del citrato ammonico in luogo del tartrato non offre alcun vantaggio, però non dà luogo ad inconvenienti di sorta in assenza o quasi di alluminio ed in presenza di piccole quantità di altri metalli come ferro, nichel e rame.

Nella precedente nota gli AA. hanno richiamata l'attenzione sull'analisi di leghe d'alluminio contenenti manganese e sul modo di operare la separazione di questo metallo nei liquidi, provenienti dall'attacco di 1-2 g di lega col 0,5-1,5% di Mn.

Alcune prove di ossidazione del manganese con persolfato ammonico prima di aggiungere citrato ammonico e fosfato sodico non dettero allora risultati soddisfacenti; ma l'idea di portare il manganese a una forma di ossidazione superiore, che fosse contemporaneamente solubile nel liquido citroammoniacale e non precipitasse col fosfato sodico, parve buona agli AA. e venne perciò da essi ripresa in considerazione.

Dopo alcuni tentativi con ossidanti vari essi infatti constatarono che con l'acqua ossigenata, operando nelle condizioni in seguito descritte, si raggiunge lo scopo desiderato e si può quindi effettuare la precipitazione diretta del magnesio anche in presenza di manganese.

Come risulta dalla tabella 2 le esperienze eseguite con l'aggiunta di acido tartarico non diedero buon esito; col tartrato gli AA. non riuscirono ad evitare che una parte del manganese precipitasse insieme col magnesio.

TABELLA 2.

N. prova	Aggiunte alla soluzione	Peso del pirofosfato ottenuto g	Peso del pirofosfato teorico g	Differenza g
	Mg contenuto nella soluzione g 0.0372			
17	5 cc H_2O_2 (**) 10 cc citrato 0.03 g Mn	0.1715	0.1703	+ 0.2212
18	5 cc H_2O_2 5 g ac. tart. 0.03 g Mn	precipita parzialmente anche il manganese		
19	5 cc H_2O_2 10 cc citrato 0.09 g Mn	0.1740	0.1703	+ 0.0037
20	5 cc H_2O_2 10 g ac. tart. 0.09 g Mn	precipita parzialmente anche il manganese		

Il procedimento applicato all'analisi di vari campioni di lega tipo «anticorodal» contenenti circa l'1,5% di manganese (?) si è dimostrato ottimo sia dal punto di vista dell'esattezza, sia da quello della rapidità.

A modifica del metodo già raccomandato nel caso di leghe d'alluminio esenti da manganese, gli AA. suggeriscono quindi il seguente, applicabile anche in presenza di questo metallo.

Gr. 2 di lega si attaccano in un matraccio conico da 500 cm^3 con 20-25 cm^3 di soluzione d'idrato sodico al 25%; si copre il matraccio con un imbutino di vetro e si lascia compiere l'attacco prima a temperatura ambiente e poi, allorchè è cessato lo sviluppo vivace d'idrogeno, su bagno maria.

Quando praticamente tutto l'alluminio è passato in soluzione, si diluisce il liquido alcalino con 250 cm^3 di acqua calda, si filtra e si lava alcune volte il residuo d'idrato di magnesio e di

(*) La soluzione di citrato ammonico venne preparata saturando 400 g di acido citrico crist. con ammoniaca d = 0,92 e portando il tutto a 1 litro con acqua.

(**) preparata diluendo 1 vol. di peridrolo con 9 vol. di acqua.

metalli non attaccati dalla soda caustica, con una soluzione calda di carbonato sodico all'1%.

Il filtro, col suo contenuto, si porta nel matraccio ove è stato compiuto l'attacco del campione e si tratta con 15 cm^3 di acido nitrico 1 : 1 riscaldando su bagno maria finchè non si sviluppino più vapori rossi di ossidi di azoto. La soluzione dei metalli si diluisce quindi con poca acqua calda, si filtra e si lava bene con acqua contenente alcune gocce di acido nitrico.

Se la lega in esame contiene più dell'1% di silicio, nel liquido filtrato si deve eliminare la silice evaporando in presenza di acido solforico sino ad abbondante sviluppo di fumi bianchi e filtrando poi la silice in tal modo insolubilizzata.

Il liquido liberato dalla silice, oppure quello nitrico originario nel caso in cui non si compia la predetta operazione, si neutralizza con ammoniaca, si addiziona successivamente con 10 cm^3 di soluzione di citrato ammonico, con 5 cm^3 di acqua ossigenata al 3% e con 40 cm^3 di ammoniaca concentrata; dopo circa 1/2 ora di riposo a temperatura ambiente si aggiungono infine 30 cm^3 di soluzione di fosfato sodico al 10%.

Il fosfato ammonico magnesiaco che precipita viene quindi filtrato e dosato come pirofosfato nel modo consueto.

Concludendo, gli AA. esprimono il parere che il dosaggio del magnesio in presenza di alluminio e di acido tartarico o citrico non sia consigliabile in nessun caso nell'analisi delle leghe di alluminio, cioè in prodotti nei quali il magnesio è contenuto in proporzioni molto basse rispetto al metallo trivalete. Compiendo l'attacco con idrato sodico si ottiene la separazione quasi totale dell'alluminio dal magnesio e dagli altri metalli ordinariamente presenti nella lega, di modo che la successiva precipitazione del magnesio in presenza dei metalli non attaccati dalla soda caustica può essere eseguita direttamente con fosfato sodico e ammoniaca previa aggiunta alla soluzione di tartrato o di citrato ammonico.

Nel caso di presenza del manganese si rende necessaria la ossidazione del catione manganoso con acqua ossigenata prima di aggiungere il fosfato, impiegando citrato ammonico per mantenere in soluzione i metalli diversi dal magnesio.

C. P.

U. Pelagatti - **Sull'analisi di prodotti tecnici derivati dalla lavorazione di bauxite** - «La Chimica e l'Industria» XX, pp. 75-86 (1938).

In diversi Paesi produttori di alluminio, ma tributari di altre nazioni per quanto riguarda i minerali di titanio, si va studiando l'utlizzazione dei fanghi rossi delle bauxiti per ricavarne questo elemento o meglio il suo ossido.

Diversi sono i procedimenti impostati allo scopo, ma quasi tutti tendono, sia pure per vie diverse, ad arricchire in una prima fase il materiale in ossido di titanio eliminando la maggior parte dell'ossido di ferro presente. Si rende così necessario un controllo analitico per stabilire l'entità dell'arricchimento in TiO_2 ottenuto e la quantità degli altri ossidi ancora presenti.

Avendo avuto occasione di eseguire un numero considerevole di questi controlli, l'A. ha cercato di impiegare un procedimento di analisi che, per rapidità e facilità di esecuzione, potesse anche adattarsi alle esigenze dei laboratori industriali.

La maggior difficoltà che si presentava in tali analisi era data dalla determinazione di $Fe_2O_3 + Al_2O_3 + TiO_2$ in presenza reciproca e nelle proporzioni più varie. Da scartare senz'altro erano i metodi gravimetrici troppo lunghi e laboriosi; non applicabile il metodo basato sulla determinazione colorimetrica del titanio secondo Wells e Weller perchè valido solo per piccole percentuali di questo elemento.

Dalla bibliografia sull'argomento il Gallo nel 1907 a proposito dell'analisi delle bauxiti accennava, senza peraltro fissarne le condizioni, alla possibilità di determinare il ferro ed il titanio in presenza reciproca titolando con $KMnO_4$ N/10 in una parte aliquota della soluzione il ferro dopo riduzione con H_2S (che non riduce il titanio) e in un'altra parte aliquota con solfato ferrico ammonico il titanio dopo riduzione con Zn in ambiente solforico.

Un metodo analogo poteva adattarsi bene al caso, ma l'A. si accorse che in una nota apparsa nelle ultime edizioni del «Trattato di chimica analitica» del Treadwell, la riduzione del ferro con l'H_2S, che nelle precedenti edizioni dello stesso trattato era raccomandata, veniva sconsigliata perchè forniva nella successiva titolazione con $KMnO_4$ risultati troppo elevati; al proposito venivano citati alcuni controlli eseguiti da W. Boller presso il laboratorio del Treadwell stesso.

Ripetendo nelle stesse condizioni questi controlli l'A. ottenne risultati perfettamente concordanti con quelli citati nelle note; si osservò però che operando la riduzione su di un piccolo volume di liquido (100 cc anzichè su 500, come sono state eseguite tutte le prove del Boller) il maggior consumo di $KMnO_4$ non ha in nessun caso superato i 0,4 cc di soluzione normalcentesima ed è quindi perfettamente trascurabile per le analisi ordinarie.

Passando a considerare la riduzione e titolazione del sale di titanio quest'operazione poteva essere eseguita senza alcun errore nella stessa soluzione in cui si era precedentemente titolato il ferro, avendo l'A. riscontrato che nulla era l'azione del sale di manganese presente.

Con ciò si rendeva possibile l'esecuzione, anche partendo da quantità di materiale piccole e quindi più agevolmente disgregabili, delle diverse determinazioni (titolazione del ferro, titolazione del titanio, dosaggio gravimetrico della somma $Fe_2O +$ $+ TiO_2 + Al_2O_3$) su quantità adeguate.

Pure riguardo alla determinazione del titanio l'A. reputò più conveniente eseguire la riduzione in ambiente solforico-cloridrico e con concentrazione d'acido piuttosto notevole, anzichè in ambiente unicamente solforico.

In tal modo infatti il tempo necessario per la riduzione del titanio alla forma trivalente si riduce, dalle 5 ore indicate dal Gallo, a meno di mezz'ora.

Possedendo uno degli apparecchi riduttori come quelli consigliati dall'Agamennone e da Kurt Heise conviene eseguire la riduzione del titanio con amalgama di Zn dato che si può in tal modo ottenere un alteriore guadagno di tempo.

L'A. descrive poi il metodo d'analisi seguito riportando i risultati di alcune prove di controllo del metodo stesso.

E' ovvio che tale metodo si presta bene anche per l'analisi delle bauxiti vere e proprie.

Secondo tale metodo 1 g della sostanza finemente polverizzato viene disgregato in crogiolo di platino munito di coperchio con 10 parti di bisolfato potassico.

Si riprende il contenuto con acqua acidificata con circa il 5% di H_2SO_4. La soluzione che si ottiene, dopo filtrazione dalla silice che può così venire dosata, viene portata a volume in un palloncino da 250 cc.

Su 100 cc di soluzione si determina la somma $Fe_2O_3 + TiO_2 +$ $+ Al_2O_3$ dopo doppia precipitazione con NH_3 ed NH_4Cl dei rispettivi idrati, filtrazione, lavaggio, essiccamento e calcinazione. (Conviene eseguire la seconda precipitazione da un ambiente cloridrico).

In altri 100 cc di soluzione si precipita a caldo con H_2S il platino derivante dalla corrosione del crogiolo; precipita inoltre dello zolfo proveniente dalla riduzione del sale ferrico. Si filtra la soluzione in una bevuta alla quale si possa adattare un tappo munito di tubi di gorgogliamento e di scarico dei gas e si fa nuovamente passare per qualche minuto, prima a freddo e poi a caldo, una corrente di H_2S fino a che lo zolfo, che in principio precipita intorbidando la soluzione, si sia raggrumato lasciandola nuovamente limpida. A questo punto alla corrente di H_2S se ne sostituisce una di CO_2 che si lascia gorgogliare, mantenendo il liquido alla temperatura di ebollizione, fino a che i gas di scarico non producano più l'annerimento di una cartina all'acetato di piombo. Si raffredda allora sempre in corrente di CO_2 immergendo la bevuta in acqua, dopo di che si titola il ferro con soluzione N/10 di $KMnO_4$ fino a colorazione rosea persistente. L'operazione di riduzione e titolazione del ferro non richiede più di 35-40 minuti.

Nella stessa bevuta in cui si è titolato il ferro si aggiungono allora 50 g circa di zinco granulare e circa 20 cc di HCl conc. e si

ricopre con un imbuto abbastanza ampio al cui fondo è stata adattata della lana di vetro.

Comincia un vivace sviluppo di idrogeno e in breve, se il titanio è presente in quantità abbastanza considerevole, la soluzione si colora in violetto ametista. Se la reazione stenta un po' ad iniziarsi, si può scaldare debolmente su bagno maria (non oltre i 50°). Dopo mezz'ora la riduzione del titanio tetravalente alla forma trivalente è completa; si raffredda la bevuta con acqua fino a temperatura ambiente, si solleva l'imbuto e lo si adatta su di un'altra bevuta che contiene una piccola quantità di bicarbonato di sodio in pezzi.

Attraverso l'imbuto, per mezzo della lana di vetro, si filtra nella seconda bevuta la soluzione del sale titanoso dallo zinco rimasto indisciolto che viene lavato tre o quattro volte con un po' di acqua distillata.

Si titola allora il titanio con una soluzione N/10 di allume ferrico ammonico dopo avere introdotto come indicatore alcuni cc di una soluzione satura di solfocianato di ammonio.

1 cc di soluzione N/10 di allume ferrico ammonico equivale a g 0.00799 di TiO_2.

Ecco alcuni dati ottenuti operando secondo il procedimento adottato dall'A.:

Prova	Fe_2O_3 calcolato	Fe_2O_3 trovato	TiO_2 calcolato	TiO_2 trovato	Al_2O_3 calcolato	Al_2O_3 trovato (*)
1	0.1409	0.1405	0.0220	0.0212	0.2412	0.2427
2	0.3050	0.3039	0.0660	0.0651	0.0241	0.0249
3	0.0100	0.0104	0.1022	0.1020	0.1930	0.1947
4	0.0709	0.0702	0.2556	0.2548	0.1206	0.1209

(*) Per differenza della somma $Al_2O_3 + Fe_2O_3 + TiO_2$.

I dati calcolati sono stati ricavati in base al controllo gravimetrico delle soluzioni impiegate.

Nella speranza di rendere ancora più rapido il metodo di determinazione di titanio, ferro ed alluminio in presenza reciproca, l'A. ha applicato, per quanto riguarda il ferro, la determinazione in una parte aliquota della soluzione secondo il metodo Zimmermann approfittando del fatto che pure l' $SnCl_2$ come l' H_2S riduce i sali ferrici ma non quelli di titanio, ma diversi ostacoli si oppongono a questa soluzione.

Non eliminando infatti nella soluzione derivante dall'attacco della bauxite le piccole quantità di platino che derivano dall'attacco del crogiolo, per trattamento con $SnCl_2$ si hanno colorazioni che mascherano la titolazione.

Procedendo d'altra parte alla eliminazione del platino con H_2S e alla successiva eliminazione di quest'ultimo il metodo diventa senz'altro più lungo e laborioso di quello per riduzione con idrogeno solforato.

Indipendentemente da tutto questo la notevole quantità di H_2SO_4 presente nella soluzione, necessaria per mantenere il titanio in soluzione, impedisce, operando secondo il normale procedimento Zimmermann, di ottenere con $SnCl_2$ una decolorazione completa del liquido. Aggiungendo quantità di HCl molto maggiori di quelle che si impiegano normalmente si può ottenere la decolorazione completa, ma allora anche aggiungendo molto solfato di manganese si ottengono alla titolazione con $KMnO_4$ risultati troppo elevati come è stato ripetutamente riscontrato dall'A. stesso.

In base a ciò l'A. ritiene che il metodo di determinazione di Fe_2O_3, TiO_2 ed Al_2O_3 in presenza reciproca, basato sulla titolazione del ferro dopo riduzione con H_2S, sia il più rapido e consigliabile. Esso è altresì di applicazione assai generale non dipendendo la sua validità dalle proporzioni in cui si trovano i tre elementi.

C. P.

IX - IMPIEGHI INDUSTRIALI

b) Trasporti

M. R. Robert - L'alleggerimento nei trasporti aerei - «Mécanique» CCLXX, pp. 263-268 (1937).

Risolto il problema d'ordine aerodinamico, la ricerca di una sempre maggior leggerezza costituisce il principale obiettivo cui tendono i costruttori aeronautici. E' chiaro che con un minor peso morto l'apparecchio offrirà a parità di condizioni un maggior rendimento, traducibile in un accresciuto carico pagante. Il costruir leggero presenta dunque un grande vantaggio. Per «costruir leggero» si intende la razionale disposizione e utilizzazione del materiale, riducendo al minimo gli elementi sovrabbondanti. Questa speciale tecnica costruttiva si è sviluppata di pari passo con la tecnica aeronautica, la cui evoluzione si può dividere in due periodi principali:

A) Dal 1920 al 1932 - In cui si è trascurata la velocità a favore di un massimo carico viaggiante.

B) Dal 1932 in poi - Periodo nel quale si è portato al massimo la velocità dell'apparecchio da trasporto.

L'aumento di velocità è dovuto non soltanto alla maggior potenza utilizzata, ma anche all'applicazione di più moderni principii, quali l'adozione del monoplano, del carrello rientrante, l'accrescimento del carico alare, mediante dispositivi ipersostentatori facilitanti l'atterraggio e eliche a passo variabile facilitanti il decollaggio. Questi perfezionamenti si traducono in un accrescimento del peso morto, sopratutto per l'aumento del carico alare e per il conseguente nascere di importanti sollecitazioni di flessione e di torsione.

Le vibrazioni nelle ali e negli impennaggi hanno fatto sorgere nuovi problemi sia aerodinamici che costruttivi. Nel periodo precedente al 1930, con velocità inferiori ai 200 km/h, gli apparecchi, sia monoplani che biplani, erano caratterizzati da un piccolo carico alare ($70 \div 80$ kg/m^2).

Le ali di un biplano si componevano di quattro longheroni e di leggere nervature assicuranti la forma della sezione e ripartenti i carichi aerodinamici sui longheroni. Le due ali, collegate da montanti e tiranti, costituivano una trave a traliccio, sottoposta a sollecitazioni relativamente deboli e facilmente calcolabili, essendo note l'importanza e la natura degli sforzi. Un esempio di questo tipo di costruzione è dato dal Farman «Goliath» F. 60 (1923). Questi tipi in acciaio dolce e legno furono seguiti da costruzioni nelle quali il legno era sostituito da duralluminio. I primi monoplani avevano l'ala di grande spessore, presentante perciò un grande momento d'inerzia. I longheroni in numero di due, (Fokker) o di 4 e 5 (Junkers) sostenevano gli sforzi, lasciando al rivestimento il solo compito di distribuire le pressioni sulle membrature interne. L'ala Fokker era quasi interamente in legno; quella Junkers, in duralluminio era rivestita di lamiera ondulata nel senso longitudinale sostenente il lamierino di rivestimento esterno, dello spessore di 5 o 6/10 di mm. La ricerca di sempre maggiori velocità impose la diminuzione dello spessore dell'ala, mentre l'apparire dei dispositivi ipersostentatori aumentò il carico alare. La tecnica costruttiva fu perciò indirizzata verso nuove concezioni. Si abbandonò completamente il legno, sostituendolo con leghe leggere. I longheroni furono costruiti con laminati e profilati sovrapposti il cui numero variava col decrescere dell'intensità degli sforzi. Da qui un dispendio di materiale, e perciò di peso non razionale, determinato dalle sovrapposizioni e dalle chiodature. L'apparire delle cellule «monobloc» laminate, la eliminazione delle chiodature e sovrapposizioni, la maggior rigidità dell'insieme, permisero di ridurre il peso dell'ala.

Il rivestimento esterno fu chiamato a resistere a sforzi di torsione e in parte anche a quelli di flessione. Gli americani furono i primi a costruire correntemente apparecchi commerciali a rivestimento resistente, di cui sono tipici esempi le realizzazioni Northrop, Vultée e Lockheed.

Precisandosi il ruolo degli elementi e accrescendosi la importanza del rivestimento esterno si sono ridotte le strutture interne, pervenendo così ad uno schema ormai generalizzato, costituito da un unico longherone resistente a flessione e dal rivestimento esterno resistente a torsione.

P. R.

X - MISCELLANEA

J. J. Denny, W. D. Robson e D. A. Irwin - **Prevenzione delle silicosi coll' alluminio metallico** - « Canad. Medic. Assoc. J. » XXXVII, I-II (1937).

In seguito ad una ricerca sulla silicosi compiuta nel 1922 a Schumacher (Ont.), si decise di condurre esperimenti di polverizzazione con animali in quella miniera in modo da ripetere nei limiti del possibile, le effettive condizioni industriali. In cinquanta cavie poste nella galleria del mulino di frantumazione inquinata costantemente da fine polvere contenente circa 35% di silice libera, l'autopsia, dopo meno d'un anno di soggiorni in tale atmosfera, rivelò notevoli quantità di polveri nei polmoni, ma nessun caso di silicosi. Si pensò quindi che il gas delle miniere possa essere un fattore predisponente allo sviluppo di questa malattia e si studiò la concentrazione degli idrogenioni nel condensato dell'atmosfera della miniera ed in varie sezioni del mulino, nonchè il potere combinante dell'anidride carbonica su di una serie di 400 minatori, ma con risultati incerti. Invece, la variazione della concentrazione del condensato fra le atmosfere superficiale e sotterranea incoraggiava a ricercare gli effetti delle soluzioni neutre, alcaline e debolmente acide sulla solubilità dei materiali silicei.

Gye e Purdy furono i primi a far notare che dalla reazione chimica e non dalla presenza fisica dei materiali silicei dipende la produzione della fibrosi nella silicosi. Secondo Garden e Cummings, la reazione del tessuto al quarzo è nettamente proporzionale alle dimensioni delle particelle: quelle nocive ritenute nel polmone hanno un diametro inferiore a 5 micron, mentre quelle inferiori a 10-12 producono reazione solo in un periodo di tre anni. Gli AA. trovano che l'aggiunta alla silice di taluni composti (alcuni dei quali tossici), mescolati con quarzo, iniettati sotto cute o inalati, non diminuisce o anche aumenta realmente la reazione del tessuto provocata dal quarzo.

Nell'investigazione di varii elementi e composti alla miniera di Mc Intyre, essi trovarono che la presenza di piccole quantità d'Al metallico impediva quasi del tutto ai materiali silicei di passare in soluzione, secondo la teoria d'*Heffernan* ed i lavori di *Bragg*. La prima stabilisce che la silice fratturata da poco è attiva in virtù della sua struttura molecolare presentante molti atomi d'ossigeno non saturi capaci di agire sugli elementi dei tessuti. Probabilmente se tali atomi fossero saturati dall'idrogeno nascente, potrebbero diminuire la tossicità della silice sui tessuti, cambiando lo sviluppo della fibrosi in una semplice reazione di corpo estraneo.

Negli esperimenti cominciati nel 1936, al quarzo di miniera furono aggiunte tenui quantità di alluminio metallico. Dei tredici conigli polverizzati in camere appositamente costruite, sei vennero trattati con solo quarzo, gli altri con quarzo contenente meno di 1% d'Al elementare. In varii intervalli oltre sei mesi, i polmoni ed altri organi degli animali furono esaminati patologicamente da uno degli AA. trovando in tutti i controlli una configurazione variante da un principio di silicosi ad una bene stabilita, secondo la durata del trattamento. Gli animali assoggettati alla polvere contenente alluminio mostrarono tutti poca o punta fibrosi, senza alcun danno nei polmoni o altri organi attribuibile alla presenza d'alluminio. Analoghi esperimenti poi eseguiti su più ampi gruppi d'animali confermarono i suddetti risultati.

La parte chimica del lavoro sperimentale comprende i materiali silicei usati per il saggio di solubilità, cioè il quarzo proveniente da Ontario e dall'Africa meridionale; la roccia silicea e la quarzite ricavata dalla Colombia inglese; la granite della Georgia e del Vermont. Polverizzatili in modo da evitare ogni contaminazione, le polveri di quarzo, roccia e quarzite passavano attraverso il setaccio a 325 maglie, i silicati a 100 maglie. La attività della polvere d'alluminio metallico fu trovata dipendente dallo stato di divisione e dalla purezza: la sua solubilità fu determinata in tubi di bakelite a tappo di gomma o in recipienti di platino o di vetro pyrex, con agitazione continua a 40-50°. Il miglior campione fu giudicato quello contenente 99% d'Al metallico, delle dimensioni di 20 micron, lavato con etere.

L'analisi chimica del quarzo di miniera portò ai seguenti risultati:

Tabella 1.

Analisi della silice di Montreal e del quarzo di Mc Intyre.

%	Sabbia silicea di Montreal	Quarzo di Mc Intyre
SiO_2	99.6	98.1
Fe_2O_3	0.02	0.02
Al_2O_3	0.19	0.42
CaO	niente	0.34
MgO	tracce	0.12

L'aggiunta alla silice di piccole quantità di carbonati o idrati alcalini aumenta la solubiltà, il cui confronto appare dal diagramma fig. 1, secondo il quale la presenza d'alluminio metallico riduce la solubilità naturale del quarzo a meno di quella del quarzo trattato con acido.

Gli AA. descrivono anche l'analisi petrografica dei suddetti materiali e l'effetto della concentrazione costante dell'alluminio e

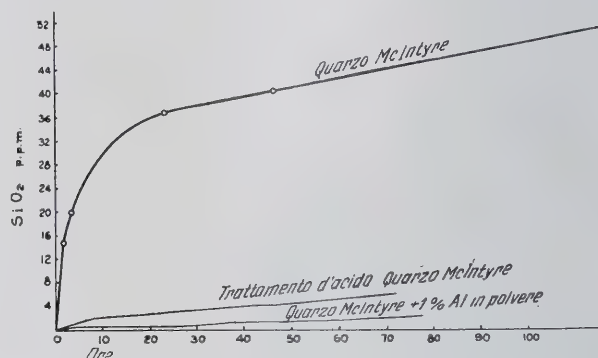


Fig. 1 - Effetto della polvere di alluminio metallico e del trattamento acido sulla solubilità del quarzo Mc Intyre.

delle concentrazioni variabili del carbonato di calcio sulla solubilità ed il pH della sabbia silicea di Montreal e del quarzo di Mc Intyre, in saggi compiuti in tubi di bakelite con agitazione continua, come quelli per investigare l'effetto del cemento Portland, della soda e della soda caustica sulla sabbia silicea di Montreal. Per quanto riguarda l'alluminio, i risultati appaiono nella tabella 2 e nella fig. 2.

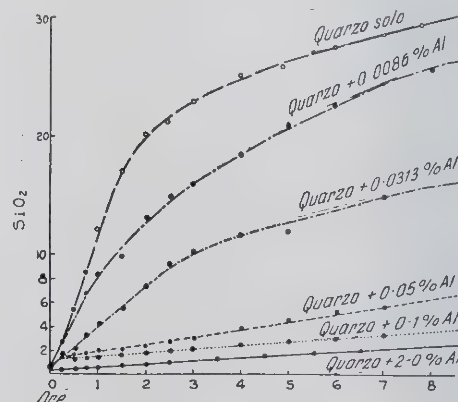


Fig. 2 - Effetto di quantità varianti di Al metallico sulla solubilità del quarzo.

Determinata inoltre l'azione dell'alluminio metallico a 37°,5 sulla solubilità dei silicati e paragonate in un'altra tabella le varie forme di composti d'Al usati per ridurre la solubilità della silice in 38 ore, gli AA. passano agli esperimenti di polverizzazione, intesi ad imitare per quanto possibile, la polvere generata

sotto terra per soffio, evitando il più possibile ogni contaminazione nella polvere prodotta.

Le camere polverizzanti erano costituite da cilindri di ferro galvanizzati (fig. 3), lunghi 79 cm e del diametro di 56 cm, nella porzione superiore di ciascuno dei quali era installata una scatola rovesciabile costruita di quercia e delle dimensioni di cm 16 × 16 × 70 di diametro esterno. Le scatole erano foderate di spesse lastre di quarzo, inchiavate in posizione, lasciando uno spazio interno di circa cm 10 × 10 × 60, da riempire con blocchi di quarzo di varie dimensioni. Tali scatole, comandate da un motore di 1/6 di cv, ruotano alla velocità di 60 giri al minuto, producendo una polvere che si diffonde attraverso ventiquattro fori praticati alla superficie di ciascuna scatola. La ventilazione dei cilindri era tale da mantenere un contenuto di

TABELLA 2.

Effetto dell'Al metallico in polvere sulla solubilità della polvere di quarzo.

Polvere	pH	SiO_2 sciolto p. p. m.	% della riduzione
Bianca	7	0.3	—
P2	7	17.7	
P2 + Al	7	0.7	96
P3	7	17.3	
P3 + Al	7.1	1	94
P4	7	14	
P4 + Al	7	0.8	97
P5	7	22.6	
P5 + Al	7	0.6	97
P6	7	13.7	
P6 + Al	7	0.8	94
P7	7.1	15.4	
P7 + Al	7.1	0.9	94
P8	7	14	
P8 + Al	7.1	1.3	91
K4	7	14.5	
K4 + Al	7.1	0.9	94
K5	7.1	16.8	
K5 + Al	7.1	0.7	96
K7	7.1	19.3	
K7 + Al	7	1.5	92
S1	6.9	21.5	
S1 + Al	6.9	1.2	95
Quarzo Kolar	7.1	28.2	
Idem + Al	7.2	1.8	94
Pietra silicea	6.8	22.1	
Idem + Al	6.8	5	78
Quarzite	6.8	17.9	
Idem + Al	6.8	5.7	69
Silice piromaca	7	147	
Idem + Al	7	3.4	97.7

Polvere usata = 1 g; Alluminio usato = 10 mg; Acqua usata = 50 cc. Tempo 48 ore; Temperatura, 37°C.
P = quarzo porcospino; K = quarzo del lago Kirkland; S = quarzo Sudbury.
Tutte le esperienze furono eseguite in tubi di bakelite, agitando continuamente a 20 giri al minuto.

CO_2 al di sotto di 0.3% durante la polverizzazione degli animali, ciò che è controllabile mediante un finestrino di vetro con coperchio.

In una delle quattro scatole costruite si produsse polvere esclusivamente di quarzo; in ciascuna delle altre, la polvere era mista di quarzo con meno di 1% d'alluminio. Di tanto in tanto si saggiava la solubilità della polvere raccolta da un asse in ognuno dei cilindri.

In ogni cilindro si collocarono quattro conigli per essere esposti alla polvere da 12 a 16 ore giornaliere, contando giornalmente il numero di particelle per cm^3 di polvere: quand'esso scendeva al di sotto di 4000, la scatola era sostituita da un'altra caricata di recente. Le condizioni sperimentali ed i reperti patologici per sei conigli polverizzati con quarzo puro e 7 polverizzati con quarzo ed alluminio insieme, risultano dalla tabella 3.

Segue il modo di trattare i polmoni tolti intatti da questi animali; i pezzi di tessuto tagliati dai lobi superiore ed inferiore di ciascuno di essi; quelli provenienti dal fegato, dalla milza e dal rene; le glandole linfatiche medie. I reperti microscopici

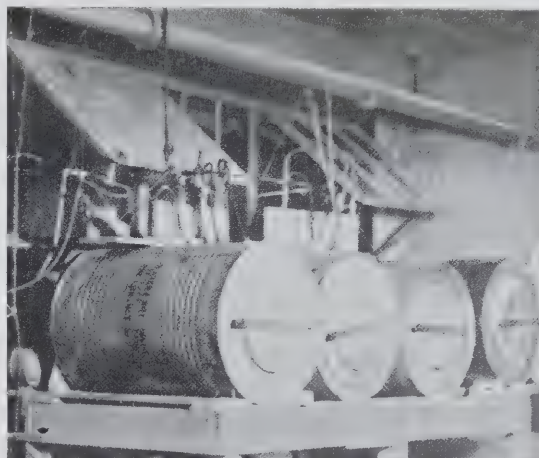


Fig. 3

di tali organi (tranne il fegato, la milza ed i reni che furono trovati intatti) sono discussi particolareggiatamente e rappresentati dalle figg. 4, 5, 6 e 7.

DISCUSSIONE CHIMICA.

Sebbene altri investigatori pare abbiano trascurato l'importanza delle impurezze contenute nei materiali silicei come causa dello sviluppo della silicosi, si è trovato che i carbonati alcalino-terrosi o quelli chimicamente combinati con metalli facilmente decomponibili contribuiscono a crescere la solubilità delle sostanze silicee, come pure la presenza di piccole quantità di carbonati e idrati di Mg, K, Na e Ca. La calce ed il cemento in grandi proporzioni riducono la solubilità della silice in rapporto col pH della soluzione (Cummings e Miller, 1934). I composti d'alluminio studiati in proposito, si sono dimostrati meno soddisfacenti per la loro instabilità; di più alcuni di essi sono velenosi per gli animali come l'idrossido inalato (Haynes, 1931).

TABELLA 3.

Tipo e durata di esposizione alla polvere e saggio di silicio dei polmoni dei conigli.

Coniglio N.	Tipo di polvere	Polverizzazione: Ore giornaliere	Polverizzazione: Durata settimane	mg di SiO_2 nei polmoni per 100 g di peso secco
105	Quarzo	12	20	2330
99	»	16	24	8140
104	»	14	24	4280
102	»	16	24	6260
91	»	16	37	1850
62	»	16	36	3610
100	Quarzo + Al	16	20	6780
98	» »	16	20	8230
97	» »	16	20	5700
95	» »	16	21	8730
94	» »	16	21	2700
96	» »	16	24	7780
93	» »	16	24	9200

L'alluminio metallico, avendo una densità 2,68, cioè quasi uguale a quella del quarzo (2,66), resterà in sospensione nell'atmosfera polverosa tanto a lungo quanto le particelle silicee e reagisce probabilmente *in vivo* come *in vitro*, ostacolando, cioè l'inizio e la concentrazione della soluzione del materiale siliceo ed impedendo così la produzione di tessuto fibroso.

I notevoli risultati ottenuti sui conigli insieme a quelli di laboratorio, permettono di supporre che l'Al metallico analogamente somministrato, possa prevenire altre forme di pneumoconiosi, come l'asbestosi, ecc.

I saggi comparativi di solubilità dei materiali silicei possono indicare le loro capacità relative di provocare fibrosi. Non si ha notizia di nocumento all'organismo apportato dall'inalazione o dall'ingestione d'Al metallico, probabilmente per la sua scarsa solubilità nei tessuti corporei; ma non sappiamo in che modo esso riduca la solubilità del materiale siliceo.

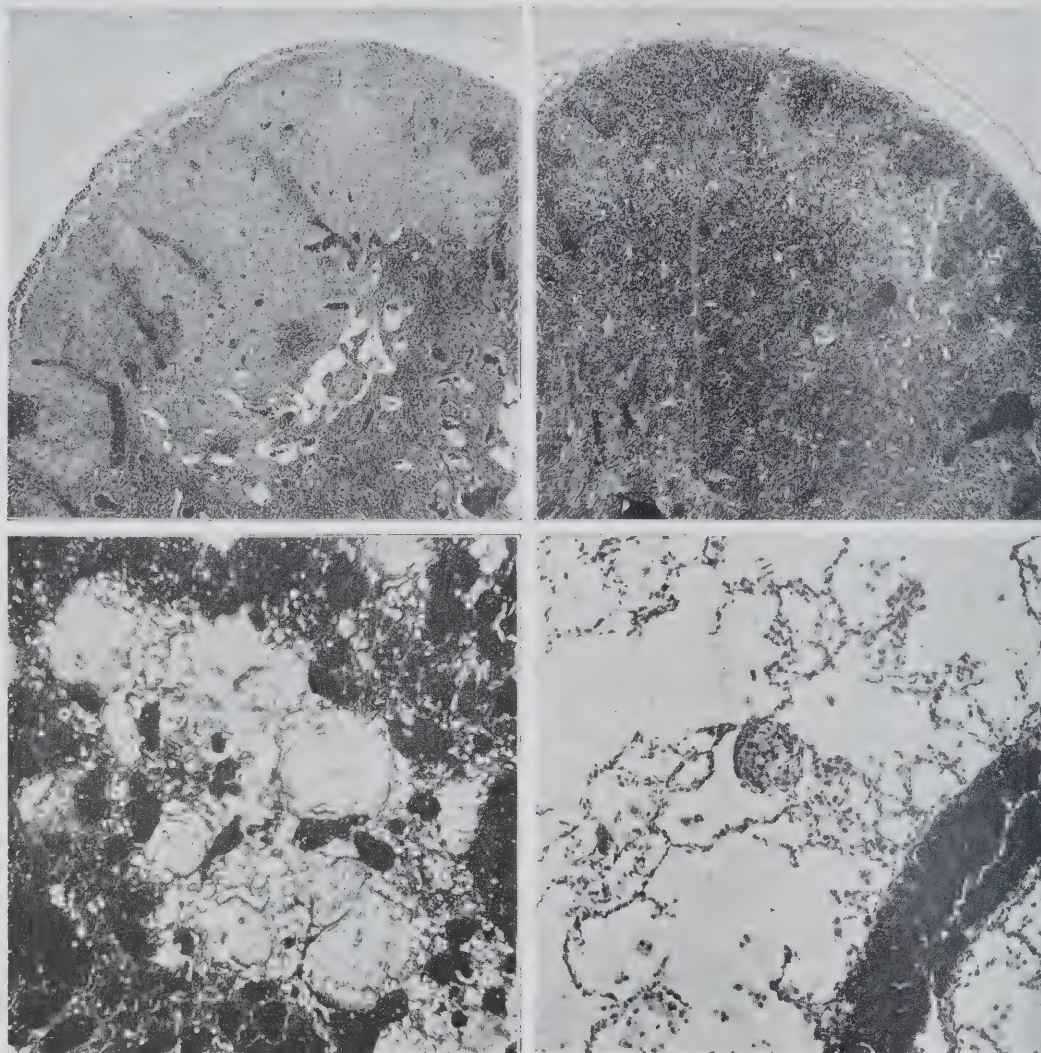


Fig. 4 - Area fibrotica nella glandola linfatica mediastina d'un coniglio polverizzato con quarzo 16 ore al giorno per 6 mesi.

Fig. 5 - Glandola linfatica media d'un coniglio polverizzato con quarzo ed alluminio, come sopra. (Assenza d'aree fibrotiche e scarso numero di cellule di polvere presenti).

Fig. 6 - Sezione incinerata della reazione proliferativa d'un polmone di coniglio polverizzato come sopra con quarzo, mostrante grandi quantità di ceneri di silice (campo scuro).

Fig. 7 - Polmone di coniglio polverizzato con quarzo ed alluminio 16 ore al giorno per 6 mesi, mostrante leggera lesione prefibrotica in un alveolo.

L'opinione degli AA. è che la rapida produzione di silicosi negli animali di controllo dipenda dal loro metodo di generare una polvere eccessivamente sottile, fratturata da poco, esente da materiale estraneo in concentrazione confrontabile con quella prodotta nelle miniere nelle condizioni di soffio. Naturalmente l'uso dell'alluminio per la prevenzione della silicosi non deve in alcun modo immischiarsi colla pratica della ventilazione, in quanto grandi quantità di polvere anche inerte, possono danneggiare i polmoni.

La marcata differenza nella reazione dei tessuti alle diverse polveri non è spiegabile colla quantità o la dimensione delle particelle di polvere presente, poichè i polmoni degli animali trattati coll'Al contenevano più quarzo dello stesso grado di finezza di quelli del gruppo di controllo. Data inoltre la differenza delle cellule di polvere nei polmoni dei due gruppi, gli AA concludono che la differenza di reazione nei tessuti sia subordinata alla presenza nella polvere di quarzo, d'alluminio che impedisce la formazione d'una concentrazione tossica del quarzo idrato o sciolto.

Dai suddetti esperimenti è impossibile dedurre se l'Al agisca localmente o sistematicamente, nè per qual periodo dopo cessata la polverizzazione continui ad agire. Questa ed altre questioni saranno delucidate da ulteriori ricerche in argomento.

Ad. L.

Prof. *UMBERTO FERRARI, Direttore responsabile* — Arti Grafiche Stefano Pinelli - Via Bordoni, 2 - Milano

ALLUMINIO

N. 4

LUGLIO - AGOSTO

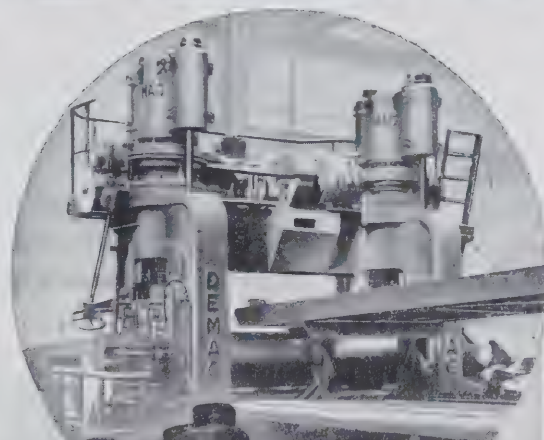
1938

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI
LEGGERI DELLA ASSOCIAZIONE FRA
GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Laminatoi a caldo

per lamiere di metallo

Laminatoio Duo a caldo per lamiere larghe di leghe leggere ad alta resistenza. La regolazione facile e rapida dei cilindri e delle guide rappresenta un pregio speciale dei nostri laminatoi.



DEMAG

Rapp.: **Ing. MAX STEINWEG - GENOVA (106)** - Corso Carbonara, 10 - Telef. 22-744

Anno VII - N. 4 Luglio-Agosto 1938-XVI

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI



Redazione, Amministrazione e Pubblicità:
Via Cappellari N. 2 - MILANO - Telefono N. 84-569

Un Numero separato . . Italia L. 10 - Estero L. 15
Abbonamento . . . . . „ „ 50 - „ „ 80

Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. 100 — Estero L. 170

SOMMARIO

Le Memorie pubblicate nella Rivista vengono compensate.

CONSIGLIO DIRETTIVO

COMITATO DI REDAZIONE

REDAZIONE

CORRISPONDENTI ESTERI

NICOLA PARRAVANO

Il giorno 10 *agosto si è diffusa la dolorosa notizia che S. E. il Prof. Nicola Parravano era mancato improvvisamente a Fiuggi, dove soleva trascorrere i brevi periodi di riposo che le sue alte e numerose occupazioni gli concedevano.*

Nicola Parravano, Accademico d'Italia dal 18 *marzo* 1929, *era nato a Fontana Liri (Frosinone) il* 21 *luglio* 1883; *aveva conseguito la laurea in chimica presso l' Università di Roma nel* 1904 *e la libera docenza nel* 1908; *fu assistente presso l'Istituto Chimico della Università di Roma dal* 1905 *al* 1913, *vice direttore del laboratorio chimico delle sostanze esplosive dal* 1909 *al* 1911.



Frequentò il laboratorio del Prof. Nernst a Berlino e, nominato professore di chimica applicata a Padova nel 1913, *passò alla Facoltà di Scienze della Università di Firenze a occupare la prima Cattedra di chimica-fisica istituita in Italia.*

Fino al 1919 *insegnò chimica inorganica e chimica-fisica all' Ateneo fiorentino; nello stesso anno passò a Roma alla Cattedra di chimica generale, della quale era attualmente direttore.*

Dal 1923 *era direttore dell'Istituto Chimico della Università di Roma; dal* 1925 *direttore della Scuola di Farmacia e dal* 1927 *preside della Facoltà di Scienze dell'Ateneo romano.*

Nominato il 18 *marzo* 1929, *per i suoi alti meriti scientifici, Accademico d'Italia, venne insignito della carica di Accademico amministratore.*

Gli innumerevoli ed eminenti servizi resi dall'Illustre scomparso alla scienza italiana e mondiale, gli valsero riconoscimenti ed omaggi da ogni parte del mondo. Vincitore nel 1917 *del premio reale dei Lincei, era stato insignito delle medaglie Le Blanch e Lavoisier, della Società Chimica di Francia, e della medaglia dell'Accademia delle Scienze di Lilla.*

Se i chimici italiani hanno perduto in Nicola Parravano il loro Capo spirituale ed il loro Maestro, una perdita ancor più dolorosa lamenta in Lui la Scienza dei Metalli, che lo ebbe fin dai primi anni di attività scientifica, appassionato e profondo cultore. Restano legate al Suo nome le sue famose ricerche sugli equilibri eterogenei e sull'analisi termica dei sistemi ternari e quaternari, condotte fra il 1908 *e il* 1914 *e tuttora insuperate.*

A Lui si deve il primo Istituto italiano dedicato completamente allo studio delle caratteristiche dei metalli; Istituto che, trovando in Ernesto Breda una mentalità preveggente e realizzatrice, rappresentò in quegli anni, e rappresenta tuttora, una fucina di studi, alla quale fino all'ultimo momento l'illustre scomparso dedicò il suo interesse e le sue cure.

Della industria dell'alluminio e delle sue necessità di espansione, Nicola Parravano ebbe fin dal principio una chiara visione. I Suoi studi sulla leucite e sulle allumine Bayer, Haglund e Blanc hanno portato un inestimabile contributo non solo alla Scienza pura ma pure all' Industria italiana e mondiale. Restano un modello di chiarezza e di rigore scientifico le Sue ricerche sulle caratteristiche strutturali e meccaniche delle leghe leggere ed ultraleggere. Accettando di essere Presidente del nostro Consiglio Direttivo, nell'ormai lontano 1932, Nicola Parravano indirizzò attraverso le nostre pagine a tutti gli scienziati e ricercatori italiani una prolusione che rimane un modello di chiarezza e di semplicità.

Nonostante la sua pura mentalità di scienziato, Nicola Parravano sapeva comprendere e valutare giustamente le più realistiche necessità della grande e della piccola industria, ed in questo equilibrio mentale era forse da ricercare il suo lato più interessante ed il segreto del suo ascendente.

Con Nicola Parravano la nostra Rivista perde non solo il venerato Presidente, ma lo Scienziato chiaroveggente ed il Maestro geniale.



E' data relazione dell'esame chimico, meccanico e metallografico di una lamiera di alluminio dello spessore di mm 1,3 che faceva parte di una cupola della chiesa di S. Gioacchino in Roma e che era rimasta esposta all'azione dell'atmosfera per 40 anni esatti (1897-1937).

L'alluminio usato è di titolo 98,28% e contiene oltre a 1% di Si, il 0,6% di Fe.

L'Autore ritiene che questo materiale sia di provenienza svizzera (AJAG di Neuhausen).

Le caratteristiche meccaniche dimostrano trattarsi di allumìnio semi-crudo. Il comportamento del metallo è apparso eccellente; le zone maggiormente corrose non presentavano una profondità di alterazione superiore a 0,05-0,15 mm.

L'Autore attribuisce l'eccellente comportamento del materiale al disegno corretto ed alla buona ventilazione del sotto-tetto che hanno favorito il drenaggio dell'acqua di condensazione evitando in particolare i ristagni di umidità.

Class. Dec. 669.717 - 69 : 690.193.2

C. PANSERI



Fig. 1 - Vista delle cupole della Chiesa di S. Gioacchino in Roma, ricoperte i lamiera di alluminio.

Esame di una lamiera d'alluminio esposta durante 40 anni in atmosfera urbana

NELL'ANNO 1897 veniva ultimata, dalla impresa Volpi di Milano, la copertura in lamiera d'alluminio delle cupole della Chiesa di San Gioacchino, località Prati di Castello, in Roma.

La Chiesa, progettata dagli architetti Ingani e De Rossi, presenta la abituale forma di croce, ed è coperta da una grande cupola ottagonale con ossatura in ferro, e da varie altre piccole cupole laterali illustrate dalle figg. 1 e 2.

Verso la metà del 1937, dopo laboriose trattative, lo scrivente ottenne il permesso di sostituire una delle lamiere facenti parte della costruzione, con materiale nuovo e venne così in possesso di una striscia larga circa 57,5 cm e lunga 154,5 cm, dello spessore di 13/10 di mm, di un materiale esposto con certezza ed ininterrottamente, per 40 anni esatti, all'influenza dell'atmosfera di un grande centro urbano, ad una altezza di circa 20 metri dal suolo. Per quanto si riferisce all'atmosfera tipo della località, notiamo come il clima di Roma sia influenzato e dalla stessa posizione geografica e dal fatto che la città sorge su bassi colli circondati da vaste pianure, ma sopratutto dalla prossimità del mare Tirreno.

La temperatura media di Roma è di 15,4°C con una media dei massimi (luglio) di 24,1°C ed una media dei minimi (gennaio) di 7°C. L'escursione media annua è di

Gran parte di questa nota venne comunicata dall'Autore all'Institute of Metals e pubblicata, sotto forma di Advance Copy (n° 802), *nel numero di aprile del Monthly Journal of Institute col titolo « Examination of a Sheet of Aluminium exposed for 40 years in an Urban Atmosphere ».*

Fig. 3 - Particolare della grande cupola centrale.

Fig. 2 - Particolare delle piccole cupole di ventilazione e di una delle semicupole laterali.

17,5°C. I venti predominanti a Roma sono anzitutto quelli del settore N-ENE e quindi quelli del settore S-OSO.

L'umidità relativa dell'aria è vicina o superiore al 60% dall'ottobre al febbraio; inferiore al 60% dal giugno all'agosto; compresa fra 60 e 70% negli altri mesi (1). La quantità media annua della pioggia a Roma è di 831,3 mm con 102,1 giorni piovosi all'anno. In linea di aria, la zona Prati di Castello dista da 20 a 25 km dalle coste del Tirreno.

In conclusione: per quanto il clima di Roma non presenti quei caratteri di aggressività proprii dei centri industriali o tipicamente marini, la relativa vicinanza del mare, favorita dallo spirare frequente di venti favorevoli (2), unitamente alle condizioni proprie della atmosfera di un grande centro urbano, rendono certamente non facile la buona conservazione dei materiali metallici non protetti, specie per un periodo di tempo assai lungo e in assenza di una continua manutenzione. Apparìva quindi del massimo interesse un esame completo di una lamiera d'alluminio sottoposta durante quarant'anni all'azione di tali condizioni climatiche. D' altro canto, era logico presumere che un materiale fabbricato quando l' industria dell' alluminio era ancora embrionale si dovesse trovare in condizioni di purezza assai lontane da quelle che, oggigiorno, si dovrebbero pretendere per una cosiffatta applicazione.



Fig. 4 - Posizione di prelevamento della lamiera esaminata. La freccia indica la zona chiodata.

La fig. 4 mostra la posizione esatta di prelevamento della lamiera esaminata; essa faceva parte di una delle tre semicupole situate su tre lati della cupola maggiore, sopraelevata, che è quella sormontata dalla croce. Come è ben visibile dalle fotografie, tutte le cupole sono completamente esposte all'azione delle intemperie.

Le tre semicupole sono coperte, come mostra la fig. 4, da tre fascie concorrenti di lamiera, tagliate come elementi di uno spicchio sferico; gli elementi della calotta sferica superiore e delle due zone sferiche che compongono le semicupole sono chiodati a sovrapposizione (figura 5); gli spicchi sono invece fissati, nel senso dei meridiani mediante chiodatura ad una costola di legno, coperta a sua volta da un tegolo continuo di lamiera di alluminio piegata, come si vede dallo schizzo a fig. 5.

Per lo smontaggio della lamiera vennero recise, mediante uno scalpello, le teste dei ribattini sporgenti dalla lamiera superiore, vennero sollevati i due tegoli laterali e schiodate le giunzioni alla costolatura di legno. La lamiera prelevata non presentava alcuna lesione dovuta alla manovra di smontaggio.

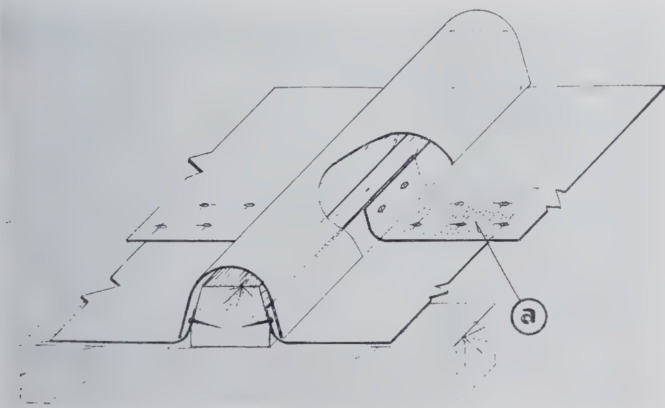


Fig. 5 - Schema della posa in opera delle lamiere sulle cupole illustrate dalla fig. 4.
Nel punto (a) esisteva una raccolta di sostanza terrosa polverulenta, evidentemente spintavi dal vento; altrettanto si poteva notare sotto il corrente a tegolo.

(1) Cfr. « Roma » in « Enciclopedia Italiana » alla voce « Geografia fisica » del Prof. R. Almagià.

(2) Secondo McKay e Worthington (cfr. « Corrosion Resistence of Metals and Alloys » New York - 1936 - pag. 50) l'influenza della atmosfera marina (presenza di composti di cloro) diminuirebbe rapidamente con la distanza dalla costa e sarebbe praticamente trascurabile a 10-15 km, *salvo particolari condizioni di vento e di umidità*. Tali particolari condizioni non mi sembrano da escludere a priori nel caso concreto.

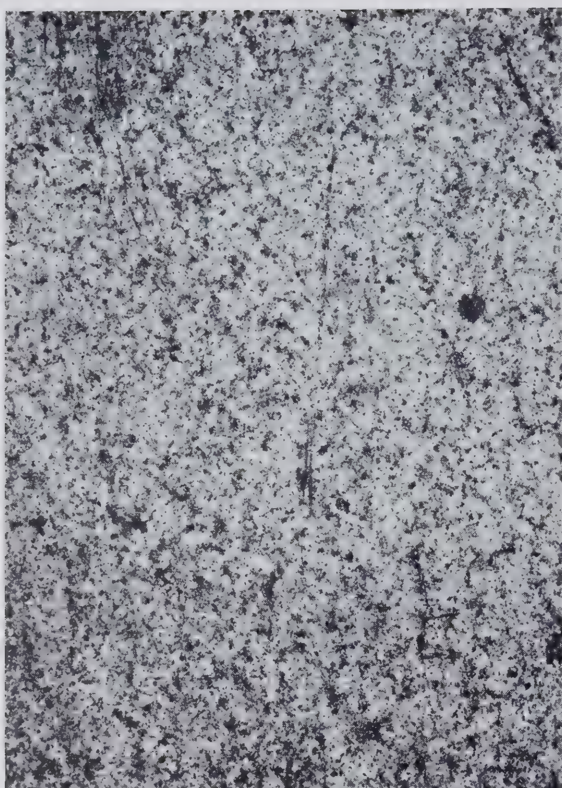


Fig. 6 - Aspetto della superficie esposta, allo stato di prelevamento (× 2,2). L'illuminazione a luce circolare radente rende assai evidenti le maculazioni e le punteggiature. Fot. eseguita con un obbiettivo da 120 mm.

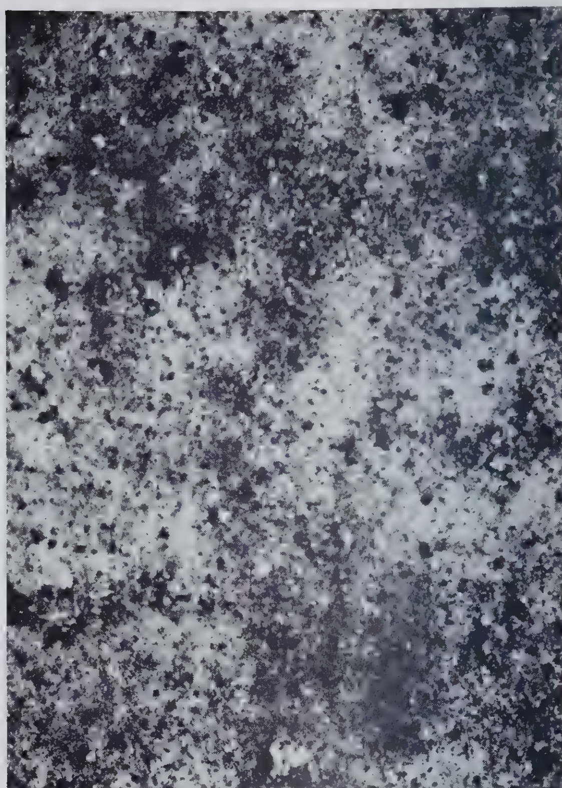


Fig. 7 - Dettaglio della superficie esposta della lamiera allo stato di prelevamento (× 20). La fotografia è stata eseguita sotto luce laterale radente con un obbiettivo da 65 mm.

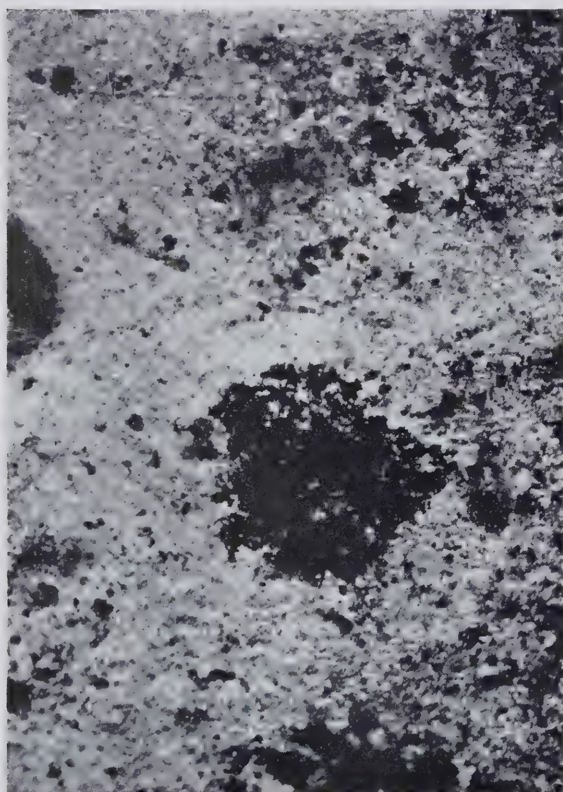


Fig. 8 - Dettaglio della superficie esposta allo stato di prelevamento (× 60). La fotografia è stata eseguita in campo oscuro con un obbiettivo microscopico Leitz 32 M ed un oculare da proiezione 6. Luce ad arco da 15 A. con filtro Wratten 22, giallo-arancio (6300 Å).

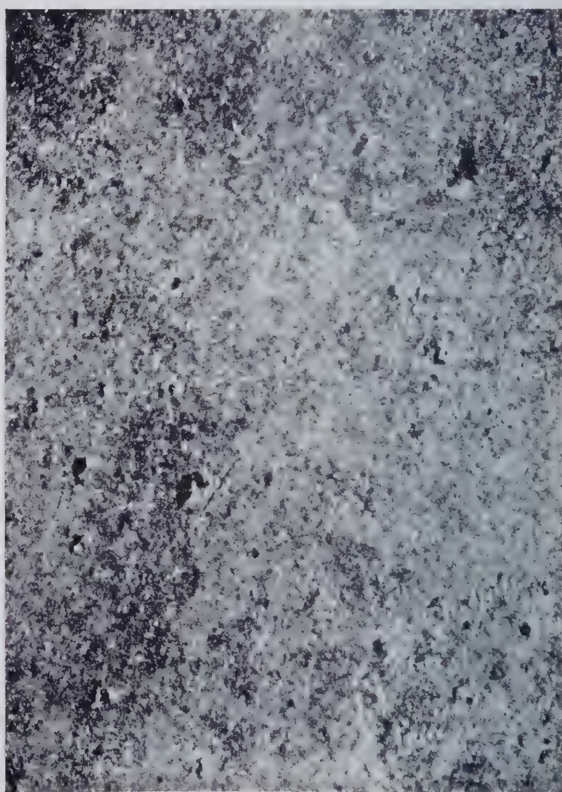


Fig. 9 - Aspetto della superficie esposta dopo leggero decapaggio in soluzione di HNO_3 al 25% a 18°C (× 20). Sono visibili piccoli crateri corrispondenti alle macchie nere puntiformi della superficie naturale. La fotografia è stata eseguita nelle stesse condizioni della fig. 7.



Fig. 10 - Aspetto della superficie dal lato non esposto, allo stato di ricevimento (× 2,2). L'illuminazione a luce circolare radente accentua, come nel caso della fig. 6, le lievi punteggiature superficiali.



Fig. 11 - Aspetto di un ribadino e della superficie limitrofa dal lato non esposto (× 7). Illuminazione circolare radente sovrapposta ad illuminazione trasversale radente. Scabrosità dovute a sostanze terrose eterogenee.

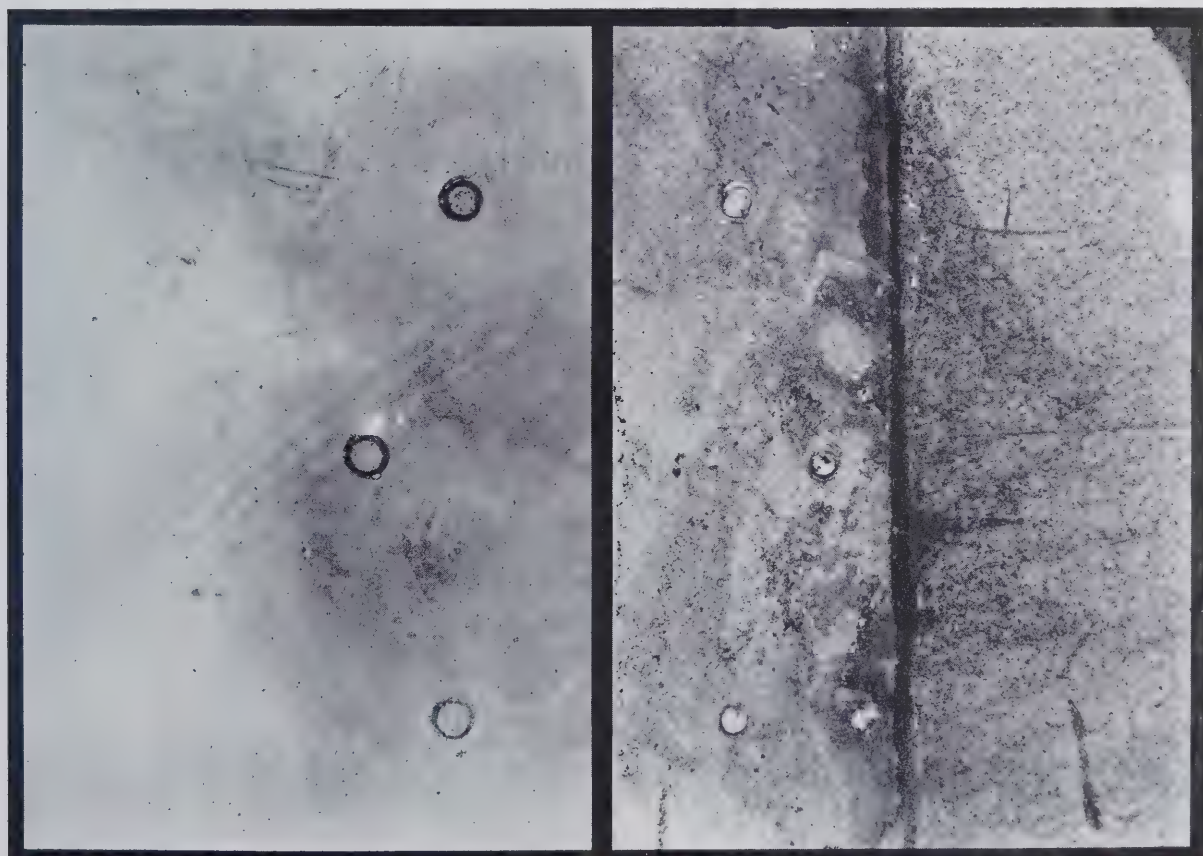


Fig. 12 - Aspetto della zona di chiodatura (½).
A) Lato non esposto (cfr. particolare in fig. 10). – B) Lato esposto con le visibili incrostazioni terrose (cfr. fig. 5).
La fotografia della fig. 11 è stata rilevata sulla zona (a).

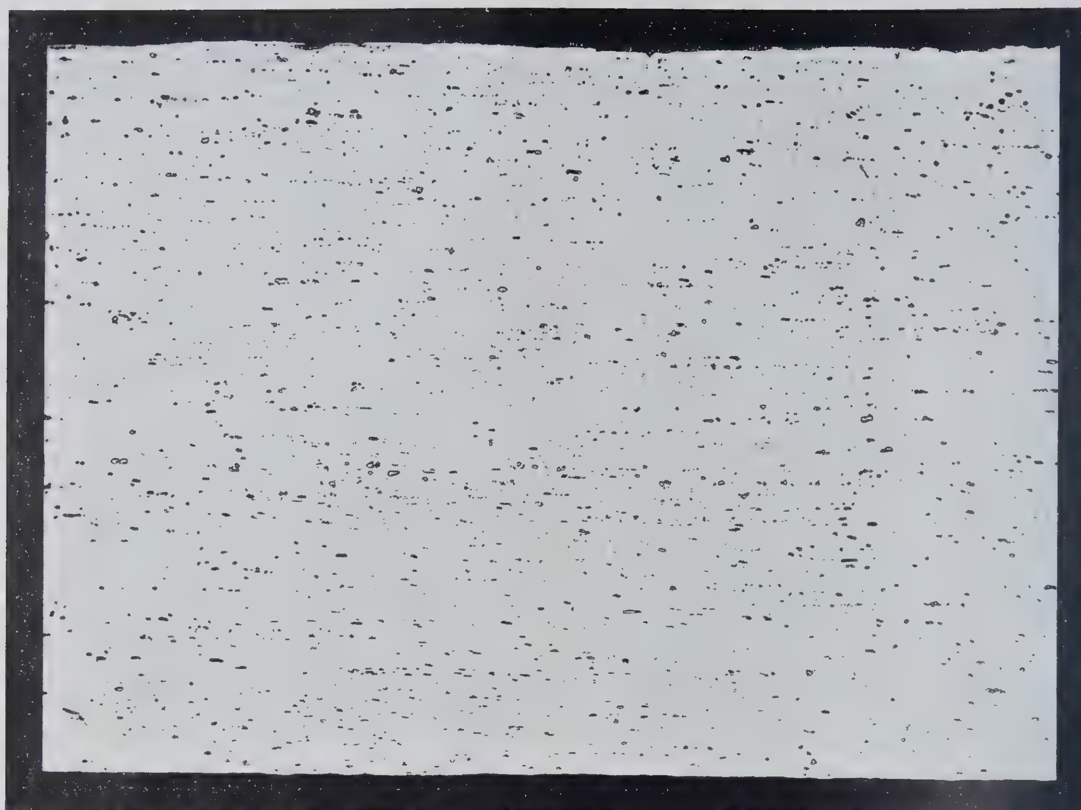


Fig. 13 - Aspetto della sezione completa (s = mm 1,34) sotto 72 ingrandimenti. Attacco: 0,5% HF per 15". Filtro Wratten giallo-arancio (6300 Å). Sono visibili i cristalli più voluminosi di Si e gli elementi deformati derivanti da componenti ternari di Si, Fe e Al. Per la identificazione di questi costituenti cfr. testo.

ASPETTO SUPERFICIALE.

La superficie esposta della lamiera appare coperta da uno strato grigio-sporco, pulverulento e granuloso al tatto, con frequenti punti oscuri [figg. 6 a 8]. Le zone non esposte al dilavamento [cfr. fig. 5] appaiono incrostate da uno spesso strato (1-2 mm) terroso, compatto, dovuto all'accumularsi di polvere infiltrata sotto le giunzioni dalla pressione del vento.

I ribadini sono di alluminio ed evidentemente la ribaditura è stata eseguita a freddo; appare interessante questo particolare che, se la scelta dei rivetti di alluminio non è stata derivata da considerazioni banali — il che non sembra del resto facile — darebbe a supporre una esatta valutazione degli effetti della corrosione di contatto nelle strutture bimetalliche, non certo comune quarant'anni or sono.

La parte non esposta presenta una superficie lucida, salvo alcune righe longitudinali che appaiono ruvide ed opache. La buona conservazione della superficie originale, nella faccia non esposta, è principalmente dovuta alla esistenza di una intercapedine ventilata sotto la copertura; intercapedine che ha impedito il permanere della umidità condensata. Anche questo particolare mostra una mentalità tecnica assai progredita da parte dei progettisti.

La zona di sovrapposizione, in oltre, presentava in alcune zone entrambe le facce perfettamente conservate; tanto che, salvo un leggero deposito di polvere superficiale immediatamente asportato da un getto di acqua corrente, era ancora conservata la lucentezza originale. Da questa zona vennero prelevate alcune provette di trazione che furono assunte come provette testimonio, come verrà in seguito descritto.

La fig. 6 mostra, ingrandito 2,2 volte l'aspetto superficiale della lamiera, dal lato esposto; sono visibili le incrostazioni pulverulente e i punti neri.

A maggiore ingrandimento (× 20) un dettaglio della stessa zona è illustrato a fig. 7, mentre la fig. 8, sotto sessanta ingrandimenti, mostra la stessa zona illuminata in *campo oscuro*, per mettere in evidenza le zone incrostate e rilevate da quelle libere da incrostazioni o crateriformi.

Le incrostazioni superficiali vennero facilmente asportate mediante leggero decapaggio in soluzione fredda di HNO_3 al 25%. La fig. 9 riproduce, sotto 20 ingrandimenti, la superficie dopo decapaggio. Si noti come permanga un leggero irruvidimento, esagerato del resto dalla illuminazione obliqua, e come appaiano alcuni crateri tondeggianti dovuti a corrosione localizzata.

La fig. 11 (× 7) mostra l'aspetto di una zona prossima ad un ribadino; la granulosità attorno alla testa di quest'ultimo, resa evidente dalla illuminazione obliqua, è dovuta allo accumularsi di polvere. Il ribadino visibile in questa fotografia corrisponde a quello segnato con un circolo nella fig. 12 d'insieme.

E' opportuno notare come il particolare tipo di illuminazione impiegato nella esecuzione di tutti questi par-



Fig. 14 - Aspetto della sezione trasversale in prossimità della superficie esposta (× 200). Zone alterate, corrispondenti ai piccoli crateri superficiali. Si noti in alto un centro di corrosione intorno ad alcuni cristallini di Si - Attacco: 0,5% HF per 8-10".



Fig. 15 - Aspetto della sezione trasversale in prossimità della superficie esposta (× 200). Zone alterate corrispondenti a piccoli crateri superficiali. Attacco: 0,5% HF per 8-10".



Fig. 16 - Aspetto della sezione trasversale in prossimità della superficie esposta (× 200). Zone alterate corrispondenti ai piccoli crateri superficiali. Attacco: 0,5% HF per 8-10".



Fig. 17 - Aspetto della sezione trasversale in prossimità della superficie esposta (× 200). Zone alterate corrispondenti ai piccoli crateri superficiali. Attacco: 0,5% HF per 8-10".



Fig. 18 - Struttura di una zona centrale della lamiera (× 500). Sono ben visibili i cristalli di Si, e i costituenti ternari, in parte finemente dispersi. Attacco: 0,5% HF per 8". Filtro Wratten giallo-arancio (6300 Å).

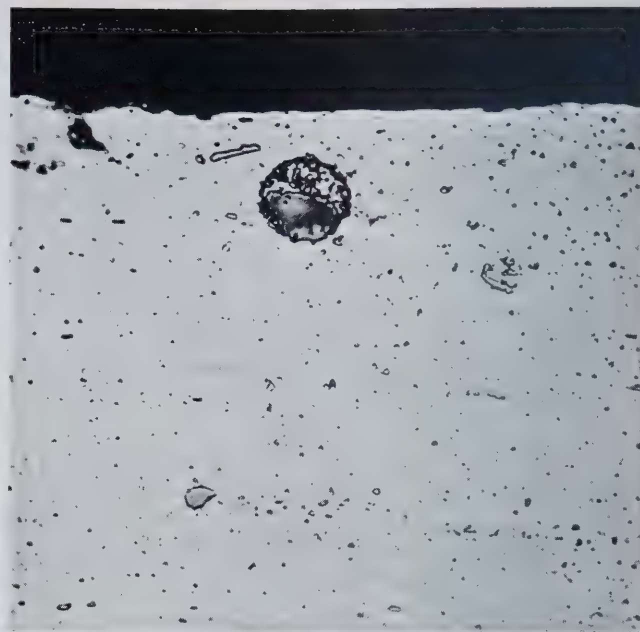


Fig. 19 - Struttura di una zona superficiale della lamiera (× 500). Cristalli di Si e costituenti ternari. Notare un cristallo di Si attorno al quale sembra si sia stabilito un principio di alterazione, per comunicazione con l'esterno.

ticolari (luce circolare radente o luce obliqua radente) sia tale da rendere con evidenza estrema le più piccole asperità superficiali per modo che i fotogrammi forniscono una impressione assai meno favorevole di quella che deriva da un esame a occhio nudo in luce diffusa. La fig. 12 mostra infatti l'aspetto reale della superficie esposta e di quella non esposta, come appaiono in luce diffusa.

Tabella I.

Caratteristiche meccaniche di 6 provette di trazione prelevate sul traverso della lamiera esaminata.

Marca		Dimensioni delle provette e sezione			Carico di rottura Totale kg.	Carico di rottura kg/mm²		Carico al limite di snervamento (0,2 %) kg/mm²		Allungamento L = 11,3 $\sqrt{s}$ %		N° Piegature a 90° su raggio pari a 5 volte lo spessore
		Spessore e larghezza mm.	sezione mm²	lunghezza utile		singolo	medio	singolo	medio	singolo	medio	
Zona protetta	1	1.34×14.96	22.02	50	308	15.4	15.3	14.9	14.83	4.0	4.1	21
	2	1.35×14.90	20.10	50	309	15.4		14.9		4.0		19
	3	1.34×14.99	10.05	50	302	15.1		14.7		4.3		21
Zona corrosa	A	1.34×15	20.10	50	290	14.8	14.46	13.9	13.73	4.0	3.97	21
	B	1.33×15	19.95	50	286	14.3		13.5		3.9		21
	C	1.33×15	19.95	50	285	14.3		13.8		4.0		21
Perdita percentuale di A B C rispetto 1 2 3		—	—	—	—	—	5.5 %	—	3.2 %	—	7.4 %	—

Composizione e caratteristiche meccaniche.

Un campione medio della lamiera esaminata ha fornito la seguente composizione percentuale:

Si = 1,07 p. cento
Fe = 0,61 »
Cu = 0,007 »
Mn = 0,005 p. cento
Ti = 0,02 »
Zn = tracce non dosabili
Al = 98,288 per differenza.

Questa composizione concorda assai bene con le analisi note di alluminio prodotto intorno agli anni 1896-1897 (3).

Per quanto sia difficile poter emettere un giudizio circa la provenienza del metallo impiegato, la frequen-

(3) Si confronti, a questo riguardo, quanto esposto da R. S. Hutton e R. Seligman nella memoria « *An Aluminium statue of* 1893: *Gilbert's' Heros* » pubblicata in J. Inst. of. Metals, LX - pag. 67-71 (1937). In questa memoria vengono riportate fra altre le analisi di tre tipi di alluminio prodotti rispettivamente a Pittsburgh nel 1895 (I) a Neuhausen nel 1895 (II) e in località non

za dei rapporti commerciali italo-svizzeri e la stessa composizione del campione esaminato, lascierebbero adito alla ipotesi che le lamiere impiegate per la copertura della Chiesa di S. Gioacchino, siano state di origine svizzera e che il metallo sia stato prodotto intorno al 1895-1896 a Neuhausen.

La fortunata combinazione di poter disporre di alcune parti di lamiera completamente immuni da corrosione, ha permesso di confrontare la influenza di questa sulle caratteristiche meccaniche.

I provini di trazione furono prelevati in senso *trasversale* alla maggior lunghezza della lamiera, senso coincidente con quello di laminazione. I risultati devono quindi riferirsi al *trasverso* della lamiera esaminata. La tabella I fornisce i risultati delle prove.



Fig. 20 - Macchie di ossidazione e di fanghiglia sopra un tetto eccessivamente piano. (Cfr. Nota a pag. 197).

La durezza Brinell, media di sei determinazioni, risultò la seguente:

HB (2,5/62,5 /30) kg/mm² 39,84
HB (2,5/31,25/30) kg/mm² 37,80

Le caratteristiche rilevate sono quindi assolutamente normali per un laminato semicrudo di basso titolo (4).

Esame microscopico.

Alcuni ritagli di lamiera, prelevati da zone particolarmente affette da crateri di corrosione, vennero imprigionati, senza alcuna pulitura preventiva, in blocchetti rettangolari di ebanite, praticando nei blocchetti stessi dei tagli rettilinei, larghi circa 2 mm, mediante una sega. In questi tagli veniva introdotto il campioncino ed il tutto veniva riscaldato a 90/100° in acqua, per 5 minuti. Ottenuto il rammollimento della ebanite il blocchetto veniva stretto a fondo in una morsa e lasciato in posto fino a completo raffreddamento. La superficie veniva quindi spianata a lima dolce e lucidata secondo la procedura normale.

I vari fotogrammi eseguiti mostrano chiaramente la presenza di cristalli di silicio; gli altri costituenti, che appaiono nelle zone osservate, sono da attribuire a componenti più complessi, deformati dalla laminazione a freddo o riprecipitati in seguito alla ricottura preventiva. La composizione determinata escluderebbe la presenza di $FeAl_3$.

La questione teorica è comunque assai complessa e non può dirsi tuttavia risoluta in modo definitivo.

A pag. 70 del mio libro « La Fonderia d'Alluminio » ho cercato di riassumere le vedute odierne in fatto di costituzione dell'alluminio tecnico. In questa occasione mi sono però particolarmente diffuso su quanto riguardava l'alluminio tecnico semplicemente gettato; trattandosi, nel caso concreto, di un laminato, sottoposto verosimilmente, durante la lavorazione, a prolungate ricotture di addolcimento atte a modificarne sostanzialmente l'equilibrio strutturale, ritengo utile aggiungere alcune ulteriori osservazioni.

Secondo Gwyer e Phillips, la ricottura di una lega contenente « β » oltre « X » e Si — come nel caso in esame — dovrebbe portare alla trasformazione di « β » in « X » a spese del silicio disciolto o disperso, e contemporaneamente alla solubilizzazione di una certa quantità (teoricamente tutto, per la composizione in esame) del rimanente Si.

Dato che alla laminazione a caldo ed alla ricottura segue, nella pratica, un raffreddamento lento fino a temperatura normale, il Si solubilizzato viene nuovamente parzialmente riprecipitato sotto forma di dispersione.

Questo meccanismo si è probabilmente verificato nel nostro caso, come suggerisce l'esame delle due micro-

---

determinata nel 1896 (III). Tutte le analisi sono ricavate da pubblicazioni di H. Moissan (Comptes Rendus) del 1896-1899.

	I (1895)	II (1895)	III (1896)
Fe	0,27	1,08	0,90
Si	0,15	1,94	0,81
Cu	0,35	—	—
Ti	tracce	—	—
Na	0,10	—	—
Al	99,13	96,98	98,29 p. diff.

(4) Le caratteristiche medie odierne di un laminato di alluminio titolo 99-99,3 di spessore analogo e di qualità semicruda, sono le seguenti:

carico di rottura	kg/mm²	12-15
carico al limite di snervamento (0,2%)	kg/mm²	11-13
allungamento ($l = 11,3 \sqrt{S}$)	%	6-8
durezza Brinell	kg/mm²	32-38
piegature a 90° per r = 5s	n°.	18-25

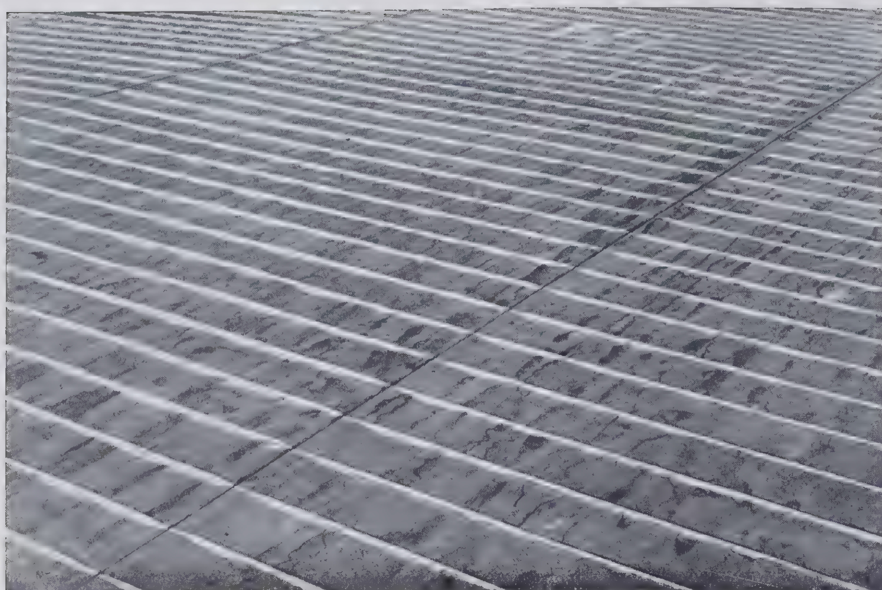


Fig. 21 - Macchie di ossidazione e di fanghiglia sopra un tetto eccessivamente piano. (Cfr. Nota a pag. 197).

grafie figg. 10 e 11, nelle quali è assai evidente la presenza di una fine riprecipitazione, che si potrebbe pensare duplex e probabilmente costituita da particelle di Si riprecipitato dalla soluzione Al-Si soprassatura e da particelle di « X » derivanti dalla accennata trasformazione di « β ».

In conclusione: i costituenti probabili che compaiono nelle micrografie presentate, si possono verosimilmente interpretare come segue:

Matrice fondamentale = alluminio (soluzione solida contenente poco Si).

Cristalli poligonali = silicio (*primario*).

Cristalli allungati o irregolari = « X » secondo la notazione di Gwyer e Phillips (primario).

Dispersione (5) = punti più oscuri di « X » derivati dalla trasformazione di « β »; punti più chiari derivati dalla decomposizione della soluzione solida Al-Si soprassatura.

L'esame microscopico conferma, in ogni modo, l'elevato tenore di silicio presente ed il basso titolo del metallo impiegato.

L'esame microscopico è stato condotto con particolare cura in prossimità del bordo esposto alle intemperie e sopratutto laddove l'esame superficiale svelava l'esistenza di piccoli crateri o di zone rugose.

Naturalmente, l'esame venne esclusivamente condotto su campioni non decapati, che presentavano intatta la loro *pelle* naturale. La serie di fotogrammi dalla fig. 14 alla 17 documentano l'aspetto e la profondità delle zone alterate.

L'alterazione si spinge nei casi esaminati, ad una profondità variabile fra 0,05 e 0,15 mm, ma non sembra presentare i caratteri di un attacco intercristallino, suggerendo piuttosto l'idea di un attacco localizzato per lo stabilirsi di una coppia fra la soluzione solida base e qualche grosso elemento di silicio o di altro composto, affiorante. Che la corrosione operi principalmente in questi punti di eterogeneità strutturale sembra del resto potersi rilevare dall'esame della fig. 14, nella quale si può vedere un cristallo di silicio fratturato dalla laminazione e isolato dalla soluzione solida, che è rimasta alterata nel contatto. E' tuttavia da rilevare come le zone presentanti queste alterazioni fossero piuttosto rare, come dimostrano del resto le prove meccaniche. L'aspetto normale della sezione è, per contro, quello illustrato dalla fig. 13.

Conclusione.

Lo studio della lamiera esaminata conduce ad alcune interessanti osservazioni di indole generale; in primo luogo è da notare come per la durata nel tempo di un tetto di alluminio, il fattore di maggiore importanza sia dato dal facile deflusso dell'acqua, ossia dalla sua pendenza e dalla assenza di punti nei quali l'umidità possa stagnare a lungo. Un tetto a falde inclinate, anche se ricoperto di alluminio di basso titolo, durerà assai più a lungo di un tetto piano, a parità delle altre condizioni, anche se quest'ultimo è ricoperto di metallo più puro.

In queste condizioni è da rilevare come la corrosione atmosferica dell'alluminio sia un fenomeno assolutamente superficiale, che sembra iniziarsi con una certa velocità, ma che raggiunge rapidamente una condizione di equilibrio per la quale ogni ulteriore penetrazione è impedita.

Le cose andrebbero probabilmente in modo assai diverso se il deflusso dell'acqua fosse impedito o rallentato.

La presenza di un forte contenuto di impurità metalliche nella lamiera esaminata a dispetto della sua eccellente conservazione, porta anche a riflettere sulla eccessiva estensione che taluni autori pretendono di dare alle teorie della corrosione per eterogeneità strutturale (6); teorie che debbono essere applicate, invece,

(5) La grande evidenza della fine dispersione che si nota in tutte le micrografie eseguite, suggerisce l'ipotesi che, alla sua formazione in elementi così distinti, non sia estraneo il lungo periodo di riposo (circa $3,5 \cdot 10^5$ ore) del materiale incrudito, alla temperatura media di 15,4°C con una media dei massimi di 24,1°C.

(6) Un analogo punto di vista, circa le vedute eccessivamente aprioristiche di taluni studiosi in fatto di corrosioni per contatto, ha svolto il prof. Scarpa in due note pubblicate sulla Rivista « Alluminio » rispettivamente a pag. 327 del vol. II (1933) ed a pag. 218 del vol. IV (1935). Si vedano anche le memorie pubblicate dallo Scarpa stesso in « Atti della Società Italiana per il Progresso delle Scienze - 1931 » e in « Energia Elettrica » - Vol. VII°, pag. 210 (1933).



Fig. 22 - Aspetto della superficie esterna (direttamente esposta all'atmosfera) di una lamiera del tetto illustrato dalle figg. 20 e 21 (× 1,4). Dettaglio di una zona perforata.



Fig. 23 - La stessa zona (× 1,4) della fig. 22 fotografata dal lato rovescio. E' evidente l'andamento della corrosione dal rovescio al diritto (dall'interno all'esterno).

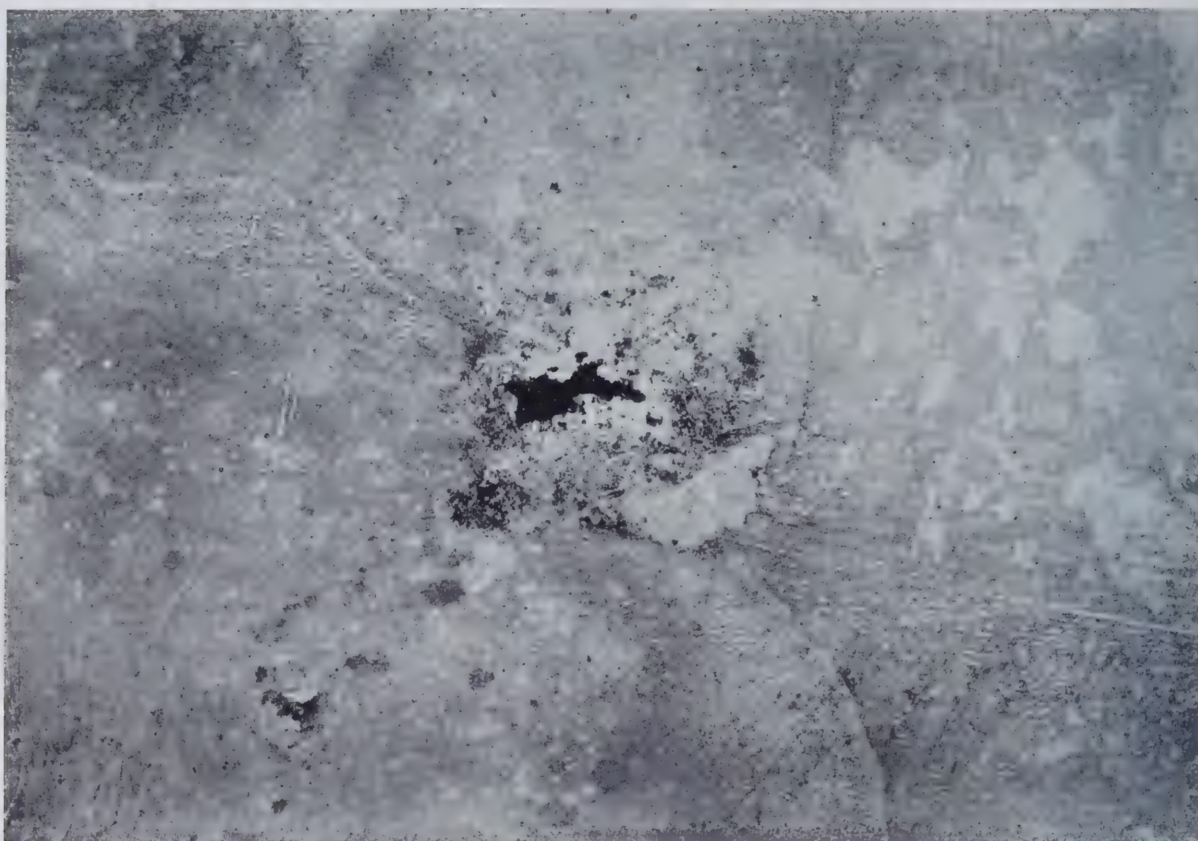


Fig. 24 - Un'altra zona perforata nello stesso tetto delle figg. 22-23. La fotografia (× 1,4) riproduce l'aspetto della superficie esposta (esterna).

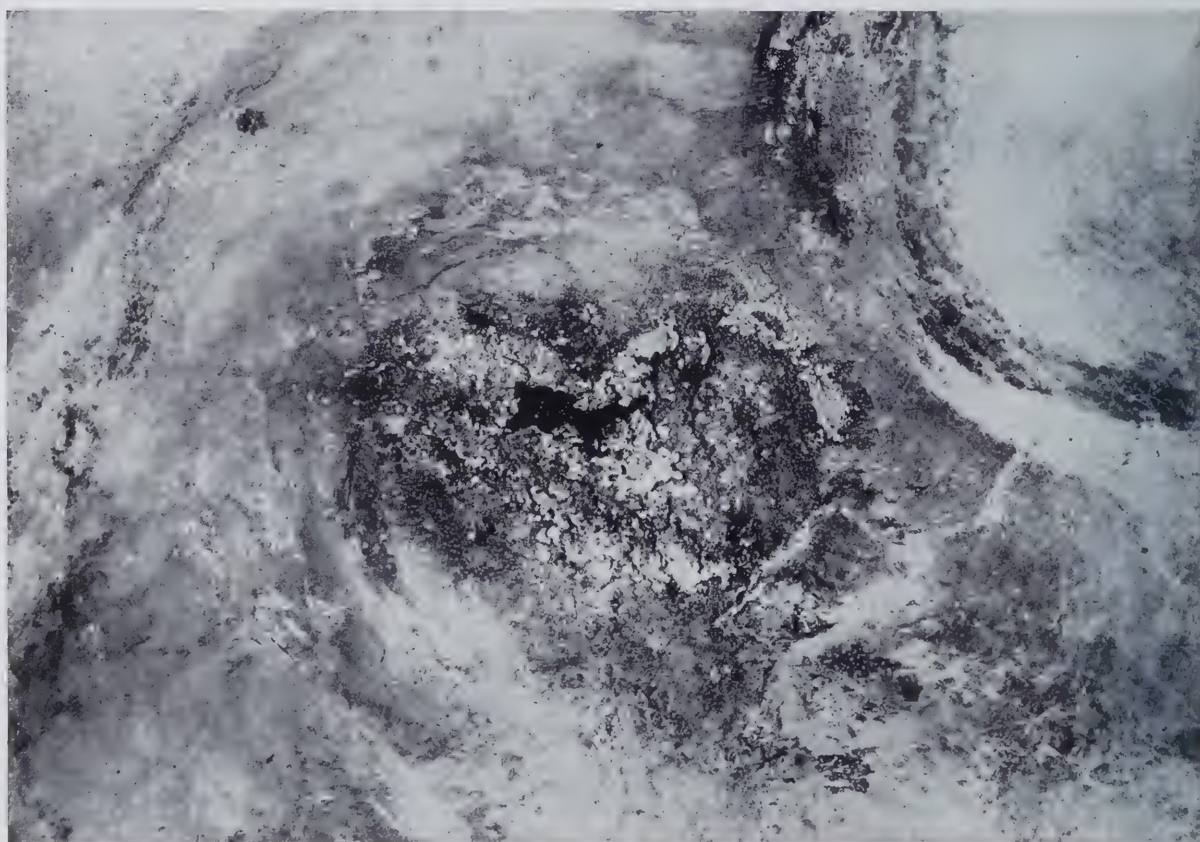


Fig. 25 - La stessa zona della fig. 24, vista dal rovescio (× 1,4). In questa zona le condensazioni dovute a difetto di drenaggio erano particolarmente evidenti ed è evidentissimo il senso di progressione della corrosione, dal sotto in su.



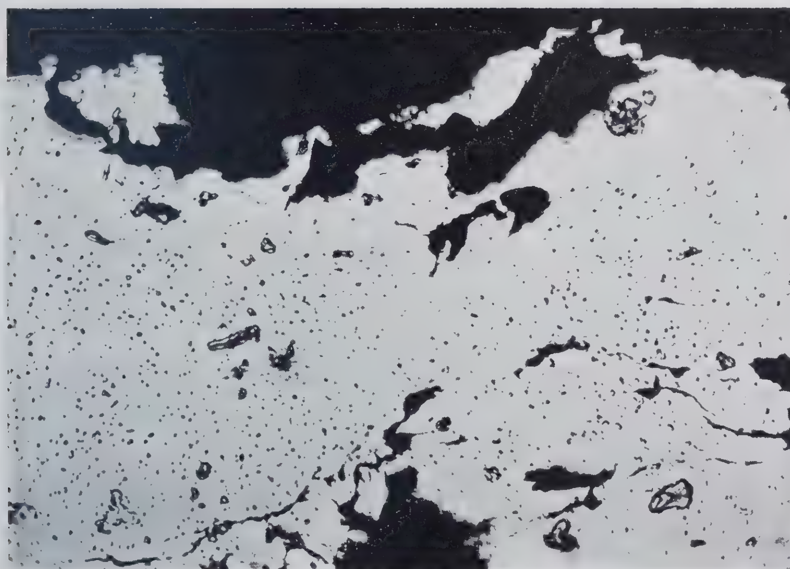




Fig. 26 - Sezione di una lamiera (s = 0,6 mm) del tetto illustrato a figg. 20-21, praticata in corrispondenza di una zona assolutamente intatta all'esterno. Inizio della corrosione perforante dal basso in in alto. (× 100). Attacco: NaOH + Na_2CO_3.

Fig. 27 - Sezione della stessa lamiera di cui a figura 26, in una zona deformata a freddo per piegatura (× 500). Attacco: NaOH + Na_2CO_3.

Fig. 28 - Aspetto tipico della microstruttura della lamiera di cui alle figg. precedenti, in una zona non corrosa. (× 500). Attacco: NaOH + Na_2CO_3. Cristalli di $MnAl_7$ sopra un fondo di soluzione solida di Mn in Al. Fine riprecipitazione di Mn.

con un sano concetto di relatività, vere essendo solamente laddove la presenza dell'elettrolita presenta caratteri di continuità. Mancando invece questi caratteri, come nel caso specifico, per il rapido defluire dell'acqua, una vera e propria corrosione può difficilmente aver luogo, anche per la formazione contemporanea di film, veli passivi o prodotti aderenti della corrosione, che vengono a ridurre o ad impedire affatto la continuità del fenomeno.

Ciò non esclude, per altro, che una vera e propria corrosione per eterogeneità strutturale possa aver luogo, come del resto abbiamo noi stessi rilevato discutendo le micrografie eseguite. Ciò che appare effettivamente stabilito dalle osservazioni condotte è che tale corrosione, in difetto di un elettrolita costantemente presente, viene rapidamente arrestata e non induce che una scarsa caduta delle caratteristiche meccaniche.

Istituto Sperimentale Metalli Leggeri - Milano, dicembre 1937-XVI.

Sull'acqua di condensazione come causa di corrosione nelle coperture d'alluminio

Lo studio sulla cupola di S. Gioacchino era oramai terminato, e le conclusioni già comunicate all'Institute of Metals di Londra, quanto lo scrivente ebbe occasione di veder verificate con estrema evidenza talune sue ipotesi circa l'importanza che riveste il drenaggio delle acque di condensazione sul rovescio di una copertura metallica, agli effetti della sua conservazione. Nella stessa Roma, una grande copertura eseguita in lega

Aluman (1,5% Mn) diede luogo a inconvenienti per frequenti casi di perforazione. Si trattava di un tetto praticamente piano, ricoperto di striscie di lamiera larghe circa 60 cm e spesse circa 6/10 mm, stese sopra un piano alquanto irregolare di cemento, ricoperto da un cartone bitumato. La copertura era soggetta a frequente calpestìo fungendo, per quanto saltuariamente, anche da *solarium*. L'irregolarità del piano di posa era tale che il calpestìo e le successive dilatazioni termiche, vennero a creare delle ondulazioni nelle quali l'acqua piovana stagnava a lungo, all'esterno, prima di evaporare. Evaporando, lasciava sulle lamiere lucide una serie di macchie e chiazze oscure dovute al deposito della fanghiglia provocata dalle polveri trasportate dal vento (si tratta di un edificio non molto alto). Le figure 20 e 21 mostrano chiaramente l'aspetto della copertura. Le prime corrosioni si manifestarono con l'apparizione di minuscoli forellini (circa 1 a 3 mm di diametro), forellini che non avevano alcuna necessaria relazione con le sacche superficiali d'acqua stagnante.

Tagliando la lamiera attorno ad uno di questi fori lo scrivente potè dimostrare la evidentissima presenza di una raccolta d'acqua stagnante fra la lamiera e il cartone bitumato ed osservare come al piccolo forellino visibile sulla faccia esterna esposta, corrispondesse, verso il rovescio, una larga zona di alterazione; il che dimostrava come la corrosione procedesse dall'interno verso l'esterno e non viceversa, come da taluni era tenuto per certo.

Le figg. 22-23 e 24-25 riproducono il *recto* ed il *verso* di due zone tipiche; appare in esse evidente come alla minuscola lesione visibile dalla faccia esposta, corrisponda un complesso di imponenti fenomeni di corrosione sul rovescio.

L'aspetto dei contorni del foro, verso la faccia esposta, permettono di escludere senz'altro che la corrosione, iniziatasi dall'esterno, sia poi progredita verso l'interno, anche per lo stabilirsi di zone non aerate, come da taluno potrebbe essere supposto.

Che la corrosione procedesse dal sotto in su e non viceversa era del resto dimostrato dal fatto che l'esplorazione della superficie per mezzo di un punteruolo svelava improvvisi cedimenti in regioni che esternamente apparivano perfettamente integre e che, isolate e asportate, mostravano invece larghe zone di corrosione sul rovescio, di modo che lo spessore veniva localmente a ridursi a pochi decimi di millimetro.

La fig. 26 mostra una sezione condotta trasversalmente in corrispondenza di una di queste tipiche regioni.

La fig. 27 mostra invece una sezione condotta in prossimità di un foro, vicino ad un bordo ripiegato. L'incrudimento dovuto alla piegatura ha condotto ad una corrosione ramificata che ricorda l'attacco intercristallino.

Istituto Sperimentale Metalli Leggeri -

Milano, 1 settembre 1938-XVI.

Le leghe leggere per i materiali delle linee aeree tramviarie urbane

U. BENOFFI

Class. Dec. 621.315.171 : 669.715

Rassegna delle varie applicazioni delle leghe leggere alla costruzione delle linee aeree tramviarie urbane della Azienda Tramvie Municipali di Torino, corredata da dati pratici di costo e di funzionamento.

Il problema dell'adozione delle leghe leggere per i materiali della linea aerea nella rete delle tranvie urbane allo scopo, sia di alleggerire la linea di contatto, sia di impiegare materie prime nazionali venne affrontato già qualche anno fa dall'Azienda Tranvie Municipali di Torino.

La prima applicazione in ordine di tempo delle leghe leggere fu fatta sui tenditori del filo di contatto sin dal luglio 1932.

Il tenditore del filo di contatto è un organo che compensa le variazioni di lunghezza del filo prodotte dai cambiamenti della temperatura esterna e che ha lo scopo di mantenere sempre il filo di contatto egualmente teso, il che assicura una presa di corrente più regolare e una maggior durata del filo. Per le linee con presa di corrente ad archetto e sospensione longitudinale a catenaria la compensazione delle variazioni di lunghezza del filo di contatto viene effettuata in modo continuo ed automatico mediante contrappesi; per le linee con presa di corrente a rotella e con sospensione trasversale questo sistema non può essere adottato per difficoltà di ordine pratico.

L'Azienda Tranvie Municipali di Torino, che ha la presa di corrente a rotella, adottò a titolo sperimentale sulle proprie linee con sospensione longitudinale a catenaria il tenditore rappresentato nella figura 1.

Il tenditore è costituito da due teste in bronzo (A) nelle quali si ancora il filo di contatto, sia mediante il bullone spaccato e il cuneo serrafilo (D), sia mediante la piastrina (C). Le teste (A) serrano mediante 3 viti (F) una lama di anticorodal (B). La lama di anticorodal è ricambiabile: una lama lunga serve per la stagione invernale; una lama corta serve per quella estiva. Alla lama è imbullonato il supporto (E) su cui si avvita l'organo di sostegno di tutto il tenditore.

Tutta la lama di anticorodal rimane sottoposta allo sforzo di trazione del filo (circa 700 kg.), la parte inferiore è in più soggetta all'azione di logorio delle rotelle di presa corrente ed all'azione distruttrice dello scintillìo della rotella.

Il comportamento delle lame di anticorodal fu in complesso soddisfacente: alcune lame rimasero in servizio per oltre due anni su linee a traffico abbastanza intenso con una usura ridotta, come risulta dalla figura 2.

Difficoltà di ordine pratico consigliarono di non estendere l'uso di questo tenditore di cui oggi rimangono in servizio pochi esemplari.

Morsetti di sostegno del filo di contatto.

Questa prima applicazione delle leghe leggere su un pezzo di limitato consumo fu preziosa per estenderle ad altri pezzi della linea aerea.

Essa dimostrò che alcune leghe di alluminio presentano un comportamento soddisfacente all'usura ed allo scintillìo della presa di corrente.

Altro importante rilievo fatto, fu l'assoluta assenza di corrosioni nella zona di contatto bronzo-anticorodal e la buona resistenza dell'anticorodal agli agenti atmosferici. Venne quindi messo allo studio l'applicazione delle leghe leggere alla costruzione dei morsetti di sostegno del filo di contatto, il cui consumo nella rete urbana di Torino è di parecchie migliaia di pezzi all'anno.

La fig. 3 rappresenta il tipo di morsetto in questione.

Il morsetto di sostegno del filo di contatto per linee tranviarie urbane è un pezzo della linea di contatto, il quale benchè sia di modeste dimensioni ha una notevole importanza poichè dalla bontà del suo funzionamento dipende in certa misura la regolarità dell'esercizio della linea di contatto, cosa ben nota a tutti coloro che si occupano di linee tranviarie urbane, specialmente se fornite di presa di corrente a rotella.

Le principali esigenze di un morsetto sono le seguenti:

1° - Stringimento sicuro del filo di contatto per impedire che il morsetto si sposti lungo il filo di contatto per effetto degli urti delle rotelle, condizione importante specie per linee con sospensione a catenaria.

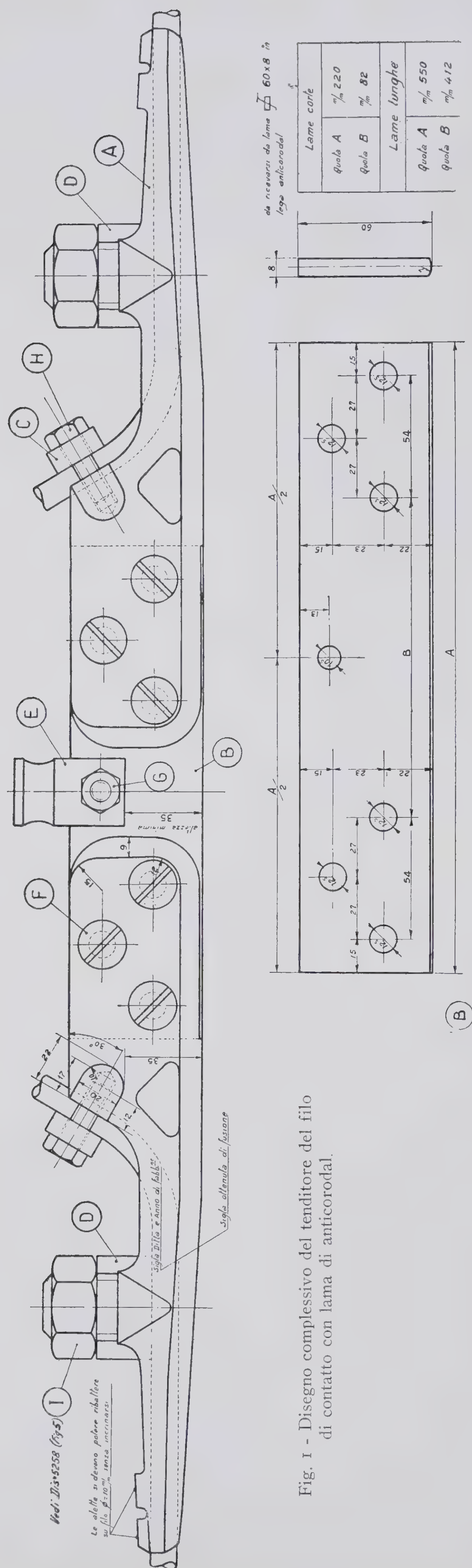


Fig. 1 - Disegno complessivo del tenditore del filo di contatto con lama di anticorodal.

2° - Ingombro laterale ridotto per sopprimere gli urti delle rotelle sui morsetti (ogni urto significa scintillamento dell'organo di presa corrente e quindi logorìo del morsetto, del filo e della rotella e disturbi alle radioaudizioni).

3° - Semplicità di montaggio e di smontaggio.

4° - Buona resistenza all'usura meccanica, allo scintillamento, agli agenti atmosferici e buona durata in esercizio.

5° - Costo limitato.

6° - Impiego di materie prime nazionali.

7° - Peso ridotto.

Armonizzare tutte queste varie condizioni fra loro contrastanti in modo da offrire una soluzione integrale di tutte non è facile: prova sia il grande numero di tipi di morsetti che si trovano sul mercato.

E' nostro intendimento descrivere il morsetto studiato ed applicato da diversi anni dalle Tranvie Municipali di Torino con risultati lusinghieri sotto tutti i punti di vista.

Il suo progetto è stato oggetto di lunghe osservazioni comparative sul funzionamento di vari tipi di morsetto, di calcolazioni accurate, di prove di laboratorio minuziose e di prove pratiche in linea.

Il morsetto è costituito da due ganasce, una semplice e una con puppa, che si articolano a ginocchio: due viti di grosso diametro e a passo metrico fine stringono fortemente i denti delle ganasce entro le scanalature del filo.

Vediamo ora come il morsetto risponda ai requisiti richiesti.

La prima condizione è soddisfatta dall'adozione delle viti di ferro di grosso diametro e a passo metrico fine. Le viti si possono stringere a fondo senza pericolo di rottura e non tendono ad allentarsi perchè le viti hanno una filettatura a passo fine su un diametro forte e quindi l'elica risulta poco inclinata (angolo 1° 49').

La seconda condizione è stata soddisfatta riducendo al minimo l'ingombro laterale del morsetto rispetto alle rotelle anche se molto consumate, compatibilmente cogli sforzi cui è soggetto il morsetto.

La sezione più ridotta del dentino è stata calcolata esattamente. Il morsetto sporge solo 2 mm. per parte dal filo.

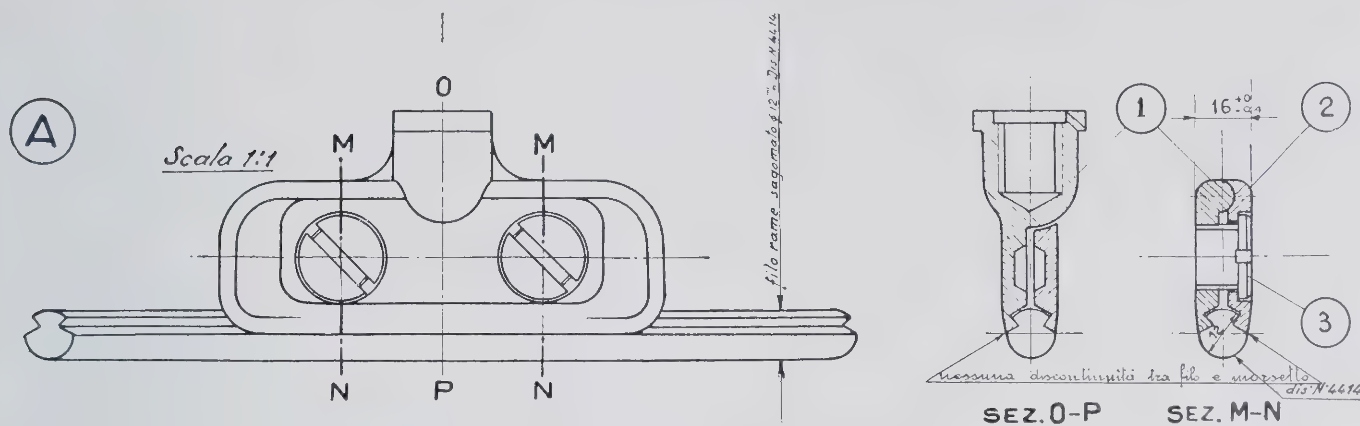
Il morsetto è semplicissimo da montare e da smontare (condizione terza): è costruito in lega anticorodal stampata e trattata. L'adozione di questo materiale si è dimostrata razionale, in quanto l'esperienza da noi fatta su questo materiale, ci ha confermato il suo buon comportamento rispetto alla usura meccanica, agli agenti atmosferici ed allo scintillamento (quarta e sesta condizione).

Il costo del morsetto è risultato non superiore a quello di altri morsetti (condizione quinta) e inoltre il suo peso è assai ridotto (settima condizione): gr. 170 comprese le viti.

La notevole precisione ottenibile dai pezzi stampati permisero di ridurre la lavorazione meccanica alla sola esecuzione delle filettature. I risultati di questo



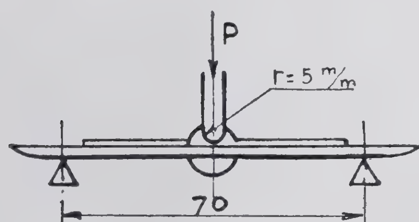
Fig. 2 - Il comportamento di un tenditore con lama di anticorodal dopo due anni di servizio.



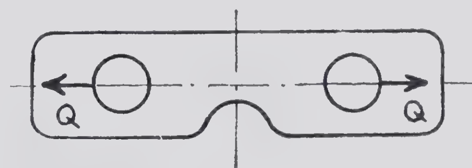
TOLLERANZE.

Tutte le quote devono essere osservate rigorosamente. Tolleranze ammissibili sulle dimensioni inferiori a 20 mm ± 0,1, sulle dimensioni superiori a ± 0,2 salvo dove è indicato diversamente.

COLLAUDO



Prova di flessione ganascia con puppa: α (angolo di rottura) $>$ 17°.



Prova trazione ganascia semplice Q $\geq$ 2000 kg.

N. B. - Dette prove saranno eseguite ogni 500 pezzi o frazione di 500.

NOTE IMPORTANTI.

1) Il morsetto montato sul filo ϕ 12 mm. (Dis. N° 4414) deve dare una quota di ingombro di mm 16 ± 0,4.
2) Il profilo del dente verrà collaudato con scarsetta.

	N° Pezzi	DENOMINAZIONE	Materiale	N° Magazzino	Peso in kg. di un pezzo	N° Figura
	2	Vite speciale M B 16×1.5 a testa piana	Ferro omogeneo R = 38 ÷ 46 kg/mm² A = 20 ÷ 25%	Disegno N° 6134 Mag. 13082 bis		3
Matrice ditta 115	1	Ganascia semplice	Anticorodal RE 2 stamp. e trattato Temperatura 530° 3 ore Bonifica 185° 5 ore	Mag. N° 1276		2
	1	Ganascia con puppa filettata M A 16×2				1
		Complessivo del morsetto a 2 viti per filo rame sagomate ∅ 12 mm montato		1086		A

Fig. 3 - Disegno complessivo del morsetto di sostegno del filo di contatto in lega leggera.

esperimento fatto su un quantitativo di 1000 pezzi risposero pienamente alle previsioni.

Il costo di questi morsetti è relativamente basso: lire 5,25 in totale. Se si considera poi il ricupero del materiale come rottame, calcolabile in L. 0,60 circa, il costo vivo del morsetto si riduce a L. 4,65.

Il confronto dei costi dei morsetti costruiti in bronzo oggi non è agevole, date le oscillazioni dei prezzi, ma

noi cercheremo di farlo con la miglior precisione possibile perchè offre dei dati che riteniamo interessanti.

Il confronto che esporremo è riferito al gennaio 1938:

Morsetti di alluminio a 2 viti per filo sagomato. Confronto dei costi di produzione fra bronzo ed alluminio.

MORSETTI DI ALLUMINIO
(consuntivo)

Costo del morsetto greggio	L. 4,20
Viti n. 2	» 0,60
Lavorazione	» 0,45
	L. 5,25

MORSETTI DI BRONZO

Il morsetto di alluminio pesa . . . Kg. 0,120

Il morsetto di bronzo peserebbe:

$$\text{Kg } 0{,}120 \times \frac{8{,}9}{2{,}7} \quad . . . . . . \quad » \ 0{,}393$$

Per la fusione di questo pezzo occorre cedere al fornitore un peso di rame del 10% superiore a quello del pezzo, quindi:

$$1{,}1 \times 0{,}393 = 0{,}432 \text{ Kg di rame.}$$

Ciò posto, il costo del morsetto risulterebbe (essendo il prezzo del rottame di rame di L. 7,40 al kg):

1) Rottame rame
   L./kg 7,40 × kg 0,432 . . . = L. 3,20
2) Fusione dei getti
   La fusione dei getti costa L. 12,10 al kg di getto finito, quindi
   L./kg 12,10 × kg 0,393 . . . = » 4,75
3) Viti: n. 2 viti . . . . = » 0,60
4) Lavorazione . . . . = » 0,45

Totale L. 9,00

Di questo tipo di morsetto ne sono stati ordinati altri 6000 pezzi. Un piccolo lotto di questi, in servizio su linee filoviarie diede luogo a qualche rottura: si ritenne quindi utile introdurre prove di collaudo più severe al fine di eliminare questi inconvenienti. Richiamiamo la attenzione dei lettori su queste prove (vedi figura 3) concretate dopo alcuni tentativi, prove semplici e rapide da eseguire su una ordinaria macchina di prova dei materiali e che danno una chiara idea delle caratteristiche del materiale. In particolare la prova di flessione dà una misura della tenacità del metallo che è sempre desiderabile in pezzi sottoposti all'usura ed a sforzi meccanici notevoli, come i morsetti di presa del filo.

CAVI AEREI DI ALIMENTAZIONE DI ALDREY.

Altra importante applicazione delle leghe leggere alla costruzione dei materiali per la linea aerea è quella degli alimentatori aerei (feeder) che fu iniziata dall'Azienda nel 1936, ma che è destinata ad uno sviluppo ulteriore, dati i risultati favorevoli avuti dalle prime applicazioni.

Gli alimentatori normali hanno una sezione di 200 mm quadrati di rame a cui corrisponde per gli alimentatori di aldrey una sezione di circa 360 mm².

Le caratteristiche della corda di aldrey impiegata sono le seguenti: n. 61 fili del diametro di mm 2,74 caduno, diametro esterno della corda nuda mm 24,7; sezione complessiva mm² 360; peso kg/km 1010; carico di rottura minimo totale della corda kg 10.250: resistenza elettrica a 20°; 0,090 ohm. per km.

Finora sono stati ordinati m 4100 di questa corda per un peso complessivo di kg 4141; se la medesima corda fosse stata costruita in rame di sezione equivalente di mm² 200, il cui peso è di 1782 kg al km si sarebbero impiegati kg 7306 di rame.



Fig. 4 - Cavo aereo isolato di Aldrey da mm² 360 posato in via Cecchi.

La sostituzione si presentò vantaggiosa anche dal lato economico (*). Il costo della corda di aldrey fornitaci dalla LLL di Marghera risultò di L. 11,10 al kg; l'equivalente corda di rame sarebbe costata L. 8 al kg.

Si ha quindi:

— Costo globale corda rame 8 × 7306 = L. 58.448
— Costo globale corda aldrey
   11,10 × 4141 . . . . = » 45.965

Maggior costo corda di rame . . . L. 12.483

e quindi il minor costo al metro della corda di alluminio rispetto a quella di rame è:

$$\frac{12.483}{4.100} = \text{L. } 3{,}04.$$

La corda in questione venne posata in Via Cecchi: il montaggio non offrì alcuna difficoltà: particolarmente ben studiati si rivelarono le giunzioni e i terminali anche essi di anticorodal, pezzi questi forniti dalla Ditta I.F.I. di Milano.

Come risulta dalla fotografia (fig. 4), la corda di aldrey non risulta molto visibile, benchè nel caso attuale il diametro esterno della corda risulti ancora incrementato dallo spessore dell'isolamento.

SBARRE PER CUNICOLO.

L'Azienda Tranvie Municipali di Torino possiede un cunicolo sotterraneo lungo circa 790 m uscente dalla

(*) *Confronto valido per il 1° semestre 1936.*

foro sbavato

PERNO

DADO ESAGONO

sigla ottenuta di fusione

sottostazione di Via Bertola in cui sono raccolti diversi conduttori in sbarre di rame nudo di mm 60 × 8.

La sostituzione di alcune di queste sbarre di rame con altre di anticorodal o di alluminio puro venne eseguita, a titolo di esperimento, nel marzo 1936.

Il solo dubbio che poteva presentare questo esperimento era quello dei giunti delle sbarre che si temeva potessero scaldare, date le forti intensità di corrente (fino a 1000 Amp.) percorrenti le sbarre.

Per togliere ogni dubbio in proposito vennero eseguiti varii tipi di giunti come specificato nella tabella seguente.

Fig. 5 - Dado, perno, cuneo di anticorodal per scambi ed incroci aerei.

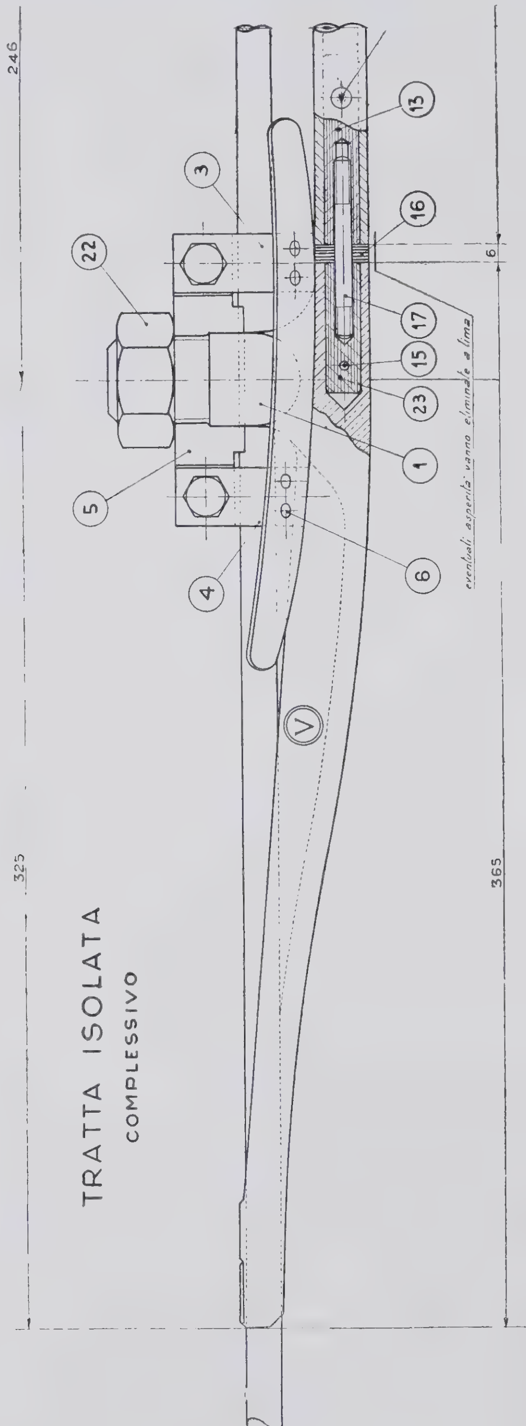
L'ottimo comportamento di tutti i tipi di giunti di queste sbarre ci ha confermato la possibilità di sostituire, quando lo si creda, tutte le sbarre di alimentazione in rame con sbarre di lega leggera.

TIPI DI GIUNTO DELLE BARRE DEL CUNICOLO

N. d'ordine	Giunto a sovrapposizione fra		Sistema di stringimento del giunto	Comportamento
1	Anticorodal nudo	Alluminio puro nudo	4 bulloni con rondella larga	Regolare
2	Anticorodal nudo	Anticorodal nudo	6 bulloni	Regolare
3	Anticorodal nudo	Anticorodal nudo	Piastrina stringimento ferro con 4 bulloni	Regolare
4	Anticorodal nichelato	Anticorodal nudo	4 bulloni	Regolare
5	Anticorodal nichelato	Rame stagnato	4 bulloni	Regolare

Materiali accessori per linea aerea.

Gli scambi ed incroci aerei che sono di ghisa malleabile richiedono l'uso di parti accessorie finora sempre costruite di bronzo. Queste parti sono soggette a sforzi limitati e quindi potevano e furono senz'altro costruite in anticorodal stampato senza modificarne le dimensioni dato che le caratteristiche di questo materiale stampato corrispondono all'incirca a quelle del bronzo.



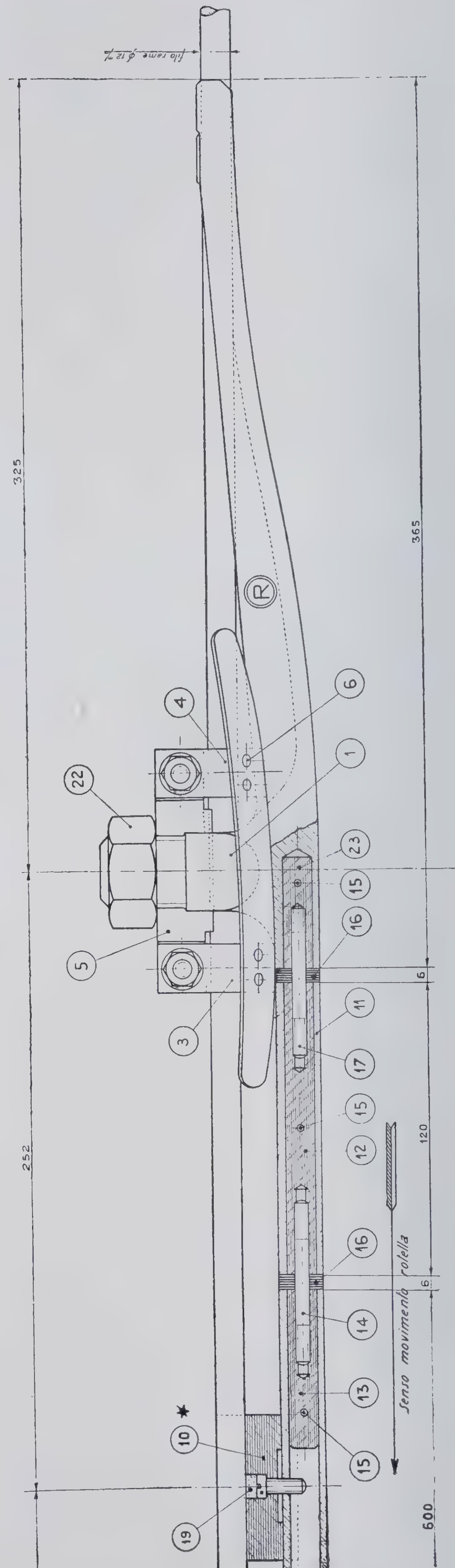


Fig. 6 - Disegno complessivo della tratta isolata per comando degli scambi elettrici.

Di questi pezzi finora furono costruiti 3000 serie. La fig. 5 rappresenta questi pezzi. I risultati tecnici ed economici di questa applicazione furono soddisfacenti. Ecco il confronto dei costi (marzo 1936).

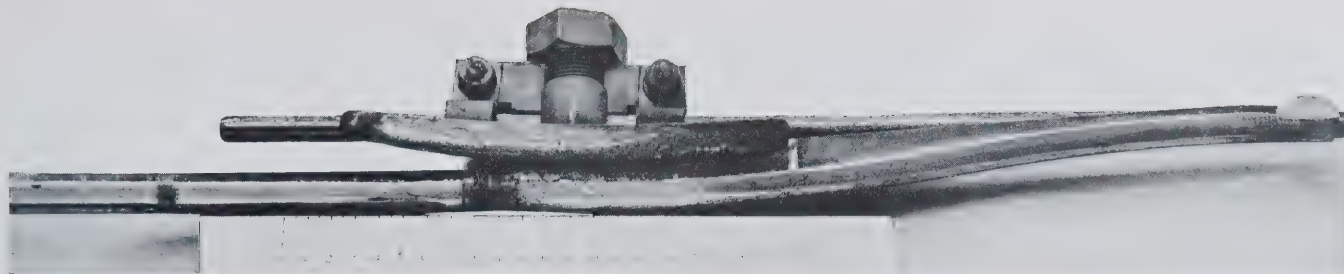


Fig. 7 - Tratta isolata con tubo di anticorodal dopo 305 giorni di servizio (350.000 rotelle). Particolare del lato di imbocco della rotella.

Dadi, perni, cunei per scambi ed incroci aerei. Confronto del costo della serie dei tre pezzi costruiti in anticorodal od in bronzo.

ANTICORODAL STAMPATO E TRATTATO

Costo della serie dei tre pezzi lavorati . .	L. 3,—
Attrezzatura per la prima serie di 1500 pezzi: L. 1500; per 1 serie	» 1,—
Totale	L. 4,—
Per le serie successive dedurre	» 1,—
Totale netto	L. 3,—

BRONZO FUSO IN CONCHIGLIA

Costo della serie dei pezzi lavorati . . .	L. 3,39
Rottame rame da cedere alla Ditta: complessivamente kg 491 al prezzo di L. 4,50 al kg per 1 serie	» 1,47
Totale netto	L. 4,86

Un'altra applicazione molto importante dal lato tecnico, perchè dimostra l'ottimo comportamento delle leghe leggere (anticorodal) all'usura meccanica prodotta dal rotolamento delle rotelle di presa corrente e alle sfiammate dovute agli archi elettrici anche di una certa potenza è quella del tubo per tratte isolate.

La tratta isolata è un organo destinato al comando degli scambi elettrici (fig. 6). E' costituita da due teste di bronzo le quali si attaccano al filo e sostengono un tratto di conduttore isolato e collegato con l'elettromagnete di comando dello scambio elettrico.

L'azionamento dello scambio richiede una potenza all'incirca di 20 Amp. × 500 Volt = 10 Kw.: l'arco che si adesca viene in parte soffiato dalle alette spegniarco, ma in parte si spegne nei tratti A, B, C.

Nella fig. 7 diamo il particolare di una tratta dopo 305 giorni di servizio (350.000 rotelle) in piazza E. Filiberto.

Il tubo di anticorodal presenta, nelle parti soggette al solo logorio meccanico, un'usura uniforme regolare (diremo quasi che il tubo sembra lucidato dalle rotelle); nella zona di rottura dell'arco si notano delle perlinature e un'usura non molto accentuata. In ambedue le zone l'usura del tubo di anticorodal non è superiore a quella della testa in bronzo.

FILO DI CONTATTO DI ALLUMINIO.

L'ultima applicazione delle leghe leggere in ordine di tempo, ma la più importante dal punto di vista tecnico ed economico è quella del filo di contatto di alluminio.

L'Azienda Tranvie Municipali di Torino, dopo i favorevoli risultati della prima applicazione fatta sulle Tranvie Municipali di Milano, ordinava alla Ditta Castiglioni di Milano a fine gennaio 1937 un primo lotto di m 1000 di questo filo.

La sezione del filo è tonda ed armata da diversi conduttori in ferro incastonati uniformemente alla periferia del filo. L'intero quantitativo di filo ordinato ci è stato consegnato in gennaio e un primo tratto di m 210 è stato montato in corso Emilia fra c. Vercelli e c. Giulio Cesare con morsetti per filo tondo. Come già accennato in un interessante opuscoletto della Ditta Castiglioni, riteniamo che abbia somma importanza per il risultato finale di questo filo il tipo di morsetto adoperato. Infatti l'alluminio resiste bene all'usura meccanica delle rotelle dato che si lucida al passaggio di queste, resiste invece meno bene allo scintillamento. Ora fino a quando il morsetto produrrà un salto all'imbocco e all'uscita della rotella dal morsetto, salto che significa una violenta sfiammata con conseguente perlinatura e distacco di particelle dal filo, verremo a localizzare un maggiore consumo del filo nelle due zone che sono anche le più sollecitate meccanicamente essendo sottoposte al duplice cimento di flessione prodotta dalle oscillazioni del filo e di trazione dovuta alla tensione di posa del filo.

La grande superiorità del filo di contatto sagomato rispetto a quello tondo è dovuta alla possibilità di avere morsetti che non presentino salti al passaggio delle rotelle. E' intenzione di quest'Azienda di esperimentare, in proseguo di tempo, il filo di alluminio sostenendolo con morsetti per filo scanalato, ricavando con appositi mezzi, la scanalatura nella parte superiore del filo tondo, nella sola zona di presa del morsetto.

Sui risultati pratici di questo esperimento riferiremo a suo tempo su questa Rivista.

Se, come tutto lascia prevedere, i risultati di quest'ultimo esperimento saranno, come quelli precedenti, coronati da successo, l'Azienda Tranvie di Torino avrà raggiunto per i materiali della linea di contatto la quasi assoluta autarchia economica.

NOTIZIARIO TECNICO

Limitazione dell'impiego dei materiali di importazione nell'industria italiana

L'importante provvedimento legislativo del quale riportiamo qui di seguito il testo, apparso nella Gazzetta Ufficiale n. 182 dell'11 agosto, si inquadra nell'attuazione pratica delle provvidenze tendenti alla realizzazione dell'autarchia economica e intese alla riduzione delle importazioni.

La legge concede facoltà al Governo di vietare l'impiego di determinati metalli nei prodotti industriali ed in ogni altra applicazione, nelle quali i metalli stessi possono essere sostituiti con metalli di produzione nazionale.

Trattasi di metalli di importazione quali: rame (di cui si sono avute nel 1937 importazioni per L. 450 milioni), nichel, stagno, cromo, cobalto e loro leghe.

Merita particolare attenzione l'articolo 2, il quale dispone che i decreti con i quali saranno sanciti i divieti potranno, se del caso, contenere le modalità di esecuzione dei divieti stessi, nonchè le eventuali norme per le sostituzioni con prodotti nazionali, i cui prezzi potranno essere stabiliti con gli stessi decreti previo parere delle Corporazioni competenti.

Le finalita' del provvedimento

La relazione Ministeriale al provvedimento in questione osserva che: « il nostro Paese, per alcuni metalli, il cui impiego è necessario per la fabbricazione di importanti prodotti industriali, è quasi completamente tributario dell'estero. Infatti notevoli quantitativi di rame, nichel, stagno, cromo e cobalto debbono attualmente essere importati, con sfavorevoli ripercussioni sull'andamento della nostra bilancia commerciale.

Tale situazione ha imposto lo studio di tutti i possibili mezzi per ridurre le importazioni di detti metalli, sostituendoli con altri di produzione nazionale.

Esaminato il problema nei suoi vari aspetti, è risultato che nel campo delle industrie elettriche, edilizie e meccaniche, tale sostituzione si presenta tecnicamente possibile e conveniente, *specie con l'alluminio,* di cui l'Italia possiede minerali in abbondanza.

Per un efficace conseguimento dello scopo, venne ravvisata l'opportunità di emanare un apposito provvedimento legislativo, inteso a limitare le importazioni dei nominati metalli, vietandone l'impiego in quelle categorie di prodotti industriali ed applicazioni nelle quali la sostituzione con l'alluminio ed altri metalli di produzione nazionale fosse riconosciuta possibile.

L'alluminio

A tal fine, il Consiglio Nazionale delle Ricerche, investito dell'esame della questione, compilò un elenco di oggetti e di applicazioni nel campo elettrico, edilizio e meccanico, nei quali l'impiego del rame, del nichel, dello stagno, del cobalto, del cromo e loro leghe, avrebbe potuto essere vietato, *perchè sostituibile con l'alluminio.*

Applicazione graduale

Tenuto però conto che la produzione dell'alluminio in Italia non ha ancora raggiunto i quantitativi che, secondo le richieste nazionali di tale metallo, potrebbero già essere collocati nel Paese, è apparso consigliabile, anzichè disporre senz'altro il divieto di cui sopra nelle categorie di prodotti industriali ed applicazioni specificatamente proposti dal Consiglio Nazionale delle Ricerche, di affermare per legge il principio della sostituzione, rimettendone la graduale applicazione al Capo del Governo.»

A proposito di tale criterio di gradualità, la relazione Ministeriale così continua:

« L'affermazione per legge del principio di cui sopra farà sì che la attrezzatura industriale italiana possa spontaneamente avviarsi verso la sostituzione, salvo a ricorrere ad effettivi divieti a mano a mano che la produzione nazionale dell'alluminio, di cui è previsto il progressivo incremento, supererà quello che può considerarsi il consumo normale del Paese.

Tale criterio di graduale applicazione, riconosciuto utile ed opportuno anche in sede corporativa, consentirà altresì di esaminare di volta in volta i problemi di ordine tecnico che la sostituzione comporta.

L'articolo 3, col quale viene data facoltà al Ministro delle Finanze, di concerto con i Ministeri interessati, di vietare l'importazione di prodotti fabbricati con metalli di vietato uso, è stato inserito nell'intento di evitare che gli scopi del provvedimento possano essere in parte frustrati mediante la introduzione nel Regno dei prodotti anzidetti ».

Il testo della legge

Art. 1. — *E' data facoltà al Capo del Governo, su proposta del Ministro per le corporazioni, di concerto coi Ministri per le finanze, per i lavori pubblici, per le comunicazioni e per gli scambi e per le valute, sentiti il Consiglio nazionale delle ricerche, Il Commissario Generale per le Fabbricazioni di Guerra e le Corporazioni interessate, di vietare, con propri decreti, l'impiego di rame, nichel, stagno, cromo, cobalto e loro leghe, nelle categorie di prodotti industriali o in ogni altra applicazione, nelle quali detti metalli e loro leghe possono essere sostituiti con metalli di produzione nazionale.*

Art. 2. — *I decreti del Capo del Governo, emanati agli effetti del precedente articolo, oltre a contenere l'elenco dei prodotti industriali e delle applicazioni, a cui i divieti si riferiscono, dovranno stabilire la data di decorrenza dei divieti e, occorrendo, le modalità di esecuzione e le eventuali norme per le sostituzioni. Con gli stessi decreti potranno essere fissati, previo parere delle competenti Corporazioni, i prezzi di vendita dei prodotti nazionali.*

Tali decreti saranno pubblicati nella « Gazzetta Ufficiale » del Regno.

Art. 3. — *In corrispondenza dei*

divieti che saranno come sopra stabiliti è data facoltà al Ministro per le finanze, di concerto coi Ministri per gli Affari Esteri, per le Corporazioni e per gli Scambi e per le Valute, di vietare l'importazione di prodotti fabbricati con rame, nichel, stagno, cromo, cobalto e loro leghe.

Possibilità pratiche di applicazione delle leghe berillio - alluminio ricche di berillio

La letteratura tecnica si è varie volte occupata delle leghe Be-Al e varie anticipazioni più o meno fantastiche correvano nell'ambiente tecnico.

Le leghe Be-Al sembravano adatte in modo particolare e a parte il loro costo estremamente elevato, alla fabbricazione di pistoni aeronautici molto sollecitati.

Alcune esperienze condotte presso la Divisione Materiali del *Air Corps* americano, e riassunte da J. B. Johnson nella Rivista « Metals and Alloys » (1) starebbero invece a dimostrare che le possibilità pratiche che le leghe berillio-alluminio ricche di berillio possono rivestire nel campo della costruzione dei motori aeronautici sono assai relative.

La composizione della lega impiegata era la seguente:

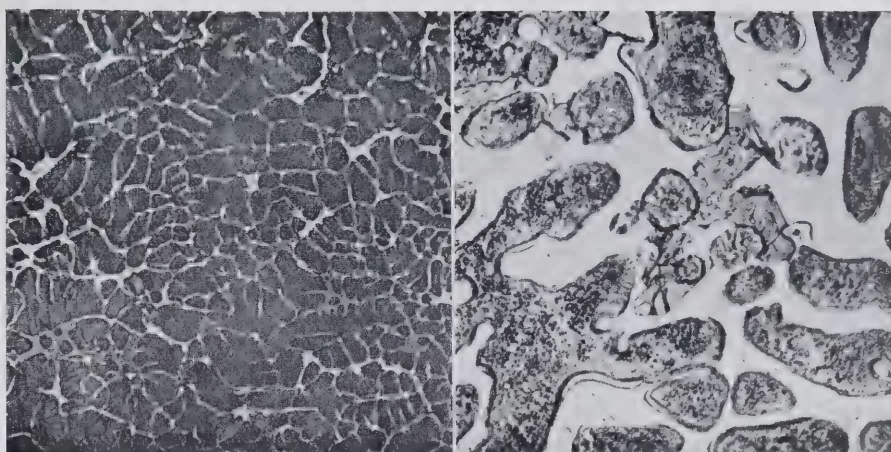
berillio . .	64,43%	
alluminio . .	30,46%	(p. diff.)
silicio . . .	0,34%	
rame . . .	0,12%	
ferro . . .	0,69%	
manganese .	0,90%	
cromo . . .	0,06%	

Le caratteristiche meccaniche delle provette cimentate a trazione alla temperatura normale ed alla temperatura di 260°C sono risultate le seguenti:

		a 18 °C.	a 260 °C.
carico di rottura	kg/mm²	9,59	7,34
limite elastico (0,001)	»	9,52	—
limite di proporzionalità	»	2,59	—
allungamento %		0	1
modulo d'elasticità	»	14.280,00	—
durezza Brinell		75,00	57,00+
conducibilità termica cal/cm²/cm/sec/°C		—	0,22
peso specifico	kg/dm³	2,05	—

\+ dopo raffreddamento.

Il carico di rottura a 260° e la durezza Brinell, determinate dopo raffreddamento fino alla temperatura normale, sono praticamente uguali alle caratteristiche della lega Lo-ex fucinata.



Figg. 1 e 2.

La conducibilità termica appare, viceversa, assai più bassa; circa del 50%.

Quest'ultima considerazione conduce a ritenere che un pistone eseguito in lega berillio-alluminio si riscaldi, a parità di condizioni, assai più che un pistone fabbricato in lega di alluminio; il che costituisce, evidentemente, una assai sfavorevole particolarità.

Le micrografie eseguite rispettivamente sotto 100 e 500 ingrandimenti, mostrano come la struttura della lega sia costituita da una matrice relativamente molle, nella quale spicca un reticolato di eutettico relativamente assai più duro.

In definitiva, non sembra che le caratteristiche offerte da questa lega possano in alcuna maniera compensarne l'elevatissimo costo.

(1) J. B. Johnson « Beryllium-Aluminum Alloys for Aircraft Pistons », Metals & Alloys - IX, pg. 94 (1938).

Un nuovo sistema di montaggio per le apparecchiature chimiche di laboratorio

Rileviamo dal catalogo edito dalla Fisher Scientific Company di Pittsburg un interessante sistema di montaggio per apparecchiature chimiche da laboratorio. Esso consiste nell'impiego di tubi di una lega di alluminio, scelta fra le più resistenti alla corrosione. Questi tubi possono venir collegati fra di loro in maniera semplice ed ingegnosa permettendo di ottenere telai di qualunque schema e dimensione.

Questo nuovo sistema di montaggio, pubblicato dalla Casa costruttrice col nome di *Flexaframe Support Apparatus,* presenta notevolissimi vantaggi sui soliti sistemi finora usati nei laboratori chimici, sia dal punto di vista della comodità di lavoro, come pure della possibilità di riunire le apparecchiature più complesse in un sistema molto solido, resistente e stabile; inoltre il montaggio e lo smontaggio possono venir effettuati molto rapidamente, e l'ingombro del materiale smontato è minimo.

La fig. 1 mostra come questi tubi vengano collegati tra di loro. I nodi di connessione (fig. 2) in lega « Ca-

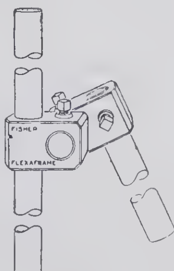


Fig. 1

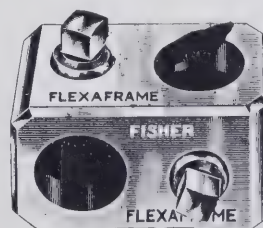


Fig. 2

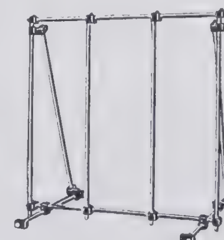


Fig. 3

staloy » consistono in un parallelepipedo presentante due fori per l'introduzione dei tubi da collegare e di due viti per il loro fissaggio.

La fig. 3 mette in evidenza un esempio di telaio di dimensioni ridotte (60 × 60 × 46 cm) che può servire ottimamente per semplici apparecchiature.

Per il montaggio di apparecchi di dimensioni maggiori è molto indicato il tipo di telaio come nella fig. 4, che può essere usato tanto verticalmente quanto orizzontalmente.

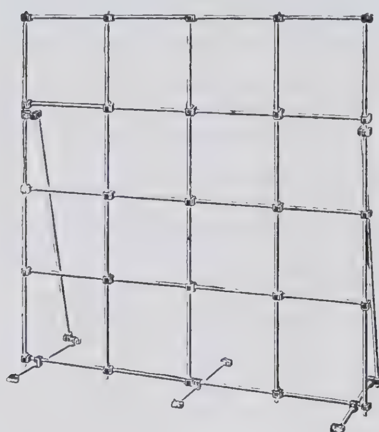


Fig. 4

Infine, per impianti di carattere complesso serve il telaio visibile in fig. 5, adatto specialmente nei laboratori di chimica organica e nei laboratori di ricerche.

Le figg. 6 e 7 mostrano qualche esempio di apparecchiature chimiche montate su telai « Flexaframe », in lega di alluminio.

L'interessante applicazione che ora abbiamo descritta, dimostra una volta di più l'utilità indiscussa di queste leghe di alluminio resistenti alla corrosione in tutti gli usi dove, poco tempo fa, avevano completo dominio le leghe ferrose. La sostituzione è stata senza dubbio facilitata da i migliori risultati offerti nella pratica dalle leghe di alluminio sui materiali ferrosi che, esposti ai vapori acidi di un laboratorio chimico, assumevano in breve tempo un aspetto sporco e corroso, che dava all'ambiente un tono di desolante disordine. Al contrario, la lucentezza del metallo leggero, protetta eventualmente, nei casi più complessi, da un robusto strato di ossido artificialmente indotto, fornisce quel tono di pulizia che ogni laboratorio moderno oggi deve possedere.

L'alluminio nella tecnica siderurgica

La nostra consorella *Metallurgia Italiana*, pubblica fra le sue interessanti corrispondenze dall'Estero, alcune notizie sull'impiego dell'alluminio in siderurgia che, per il loro interesse attuale, riteniamo utile riportare per esteso.

Tra i mezzi disossidanti usati nella produzione dell' acciaio, l'alluminio occupa in Germania un posto speciale. Già da 30 anni se ne fa uso nelle acciaierie tedesche, ma il suo impiego regolare si limitava a poche produzioni. Sebbene in seguito l'uso dell'alluminio si venisse diffondendo, tuttavia il consumo annuale, fino al 1933, non superò mai le 1.000 t. Ma negli ultimi anni si è avuto un mutamento d'indirizzo ed oggi alle acciaierie sono necessarie circa 4.500 t/anno di alluminio come mezzo disossidante.

La questione della grossezza del grano dell'acciaio, ed in particolare la grossezza del grano di Mc Quaid-Ehn e la disossidazione con alluminio ad essa intimamente connessa ha, per i metallurgici tedeschi, solo un interesse teorico; non è quindi da attribuirsi ad essa se non per piccola parte.

Fino a che i processi di disossidazione erano assai poco chiariti, molte acciaierie fecero una forte opposizione all'alluminio, dapprincipio anche del tutto giustificata.

Era infatti opinione corrente che l'acciaio contenente alluminio scorresse poco e si colasse male. Si tentò anche di esprimere questa osservazione in cifre: versando lo stesso acciaio in due secchie, ad una delle quali soltanto fu aggiunto il 0,1% di alluminio, risultò che, mentre l'acciaio senza alluminio a 1510° era ancora colabile, quello contenente alluminio già a 1535° otturava il foro della secchia; le temperature nei due casi furono misurate con metodi termoelettrici. A cagione della aumentata difficoltà di colata, l'alluminio fu aggiunto spesso nella lingottiera. Nella disossidazione con alluminio si deve tener sempre presente che si formano inclusioni di allumina; l'aggiunta di alluminio nella lingottiera produce però inclusioni indesiderabili e per forma e per ripartizione, cosicchè molti produttori di acciaio preferirono rinunziare completamente a questo tipo di disossidazione. Ma fu in seguito riconosciuto che la pre-

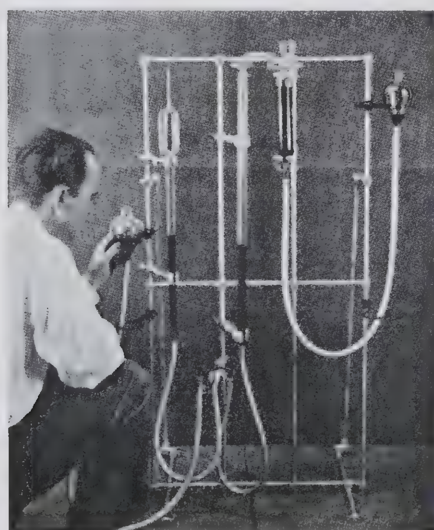
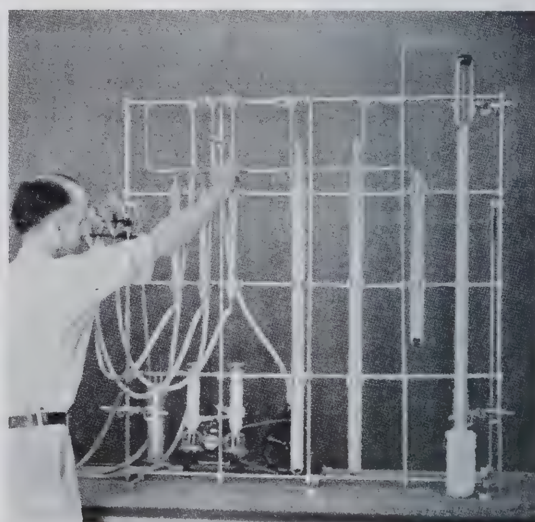


Fig. 6



Fig. 5

Fig. 7



cedente disossidazione con manganese e silicio ha importanza decisiva per la disossidazione finale con alluminio e quindi questo mezzo di disossidazione fu potuto adoperare nella tecnica della fabbricazione dell'acciaio in misura maggiore: si fa in modo quindi di ottenere, mediante manganese e silicio, una notevole predeossidazione, e di adoperarli in rapporti tali da formare silicati di ferromanganese, con punto di fusione assai basso, che rimontano facilmente nella scoria. Il bagno si calma quindi con alluminio, possibilmente parecchio tempo dopo la predeossidazione.

Benchè il contenuto di inclusioni non metalliche con questo procedimento diminuisca di molto, pure non si è potuto raggiungere il grado di purezza che si ottiene con una disossidazione al silicio-manganese. Per non rinunziare, ciò malgrado, a calmare totalmente l'acciaio, si è ricorso a mezzi di disossidazione contenenti alluminio. Con queste leghe, prodotte in gran numero, si dovrebbero ottenere prodotti di disossidazione leggeri e facilmente rimontabili; ma ricerche sistematiche in grande, hanno dimostrato che questa condizione viene soddisfatta solo da pochissime leghe. Praticamente, il minor numero di inclusioni ha dato la lega nota sotto il nome di « Simanal », contenente il 19,5% di Mn, il 21% di Si, il 16% di Al, l'1,5% di Ti ed il resto ferro. Essa viene perciò molto usata ancor oggi nella produzione degli acciai Thomas e Martin.

Nella produzione di acciaio elettrico, ove si possa far intercedere ancora maggior tempo fra la predeossidazione e l'aggiunta di alluminio e dove il bagno, dopo la disossidazione con alluminio, possa restare nei forni più a lungo, il pericolo di avere inclusioni di allumina è minore e perciò si usa ancora molto alluminio puro.

Ottime esperienze si sono fatte inoltre con calcio-silicio, che fornisce prodotti di disossidazione che rimontano assai bene. La lega più usata contiene circa 30% Ca, 55% Si e la rimanenza ferro. Altre esperienze sono state fatte con leghe zirconio-silicio, e si è potuto in particolare stabilire che lo zirconio migliora la resilienza. E' stata anche preparata, per usarla nei forni elettrici, una lega zirconio-silicio-vanadio ed un'altra zirconio-silicio-alluminio, ma esse non hanno ancora acquistata una notevole importanza pratica.

Un filo di alluminio del diametro di 0,0025 mm.

E' nota da molti anni la facilità con la quale l'alluminio si lascia ridurre in fili sottili, proprietà questa che lo avvicina, dal punto di vista del comportamento alla filiera, all'oro, all'argento ed al platino, la cui duttilità è rimasta proverbiale.

Già nel 1855, quando l'alluminio iniziava appena il suo timido ingresso nel mondo industriale, il francese Vaugeois — molto probabilmente indirizzato su questa strada dal Saint-Claire Deville — riuscì a produrre dei fili d'alluminio « *d'une extrême ténuité* » destinati a prove di tessitura per la fabbricazione di oggetti di passamanteria. Venne notata, durante queste prove, la notevole tendenza che presentava il metallo leggero all'incrudimento e le difficoltà che la fusibilità di esso opponeva alla ricottura dei fili non appena essi erano giunti ad una sottigliezza sufficiente a renderne pressochè istantaneo il riscaldamento. Si ricorse allora, in difetto di sorgenti termiche sufficientemente costanti e regolabili, alla corrente d'aria calda che usciva dal tubo di vetro di una di quelle celebri lampade « *a l'Argant* » che non mancavano in alcuna casa della Francia del Secondo Impero.

Una misura esatta del progresso che si è realizzato in questo campo è fornita oggi da un campione esposto dall' Aluminium Union alla Esposizione Imperiale di Glasgow.

Si tratta di un sottilissimo filo di alluminio richiesto nella costruzione di delicatissimi apparecchi sismici, uno dei principali impieghi dei quali è costituito dalla possibilità di segnalare, per mezzo delle vibrazioni registrate, la presenza di sottomarini nelle vicinanze della nave osservatrice.

Il ϕ del filo sopra indicato è di un decimillesimo di pollice, pari a mm 0,0025.

Naturalmente, questo filo può essere esaminato solamente mediante un microscopio; ed è appunto per mezzo di un microscopio che i visitatori della Esposizione Imperiale potevano rendersi conto non solo della estrema sottigliezza, ma della perfetta regolarità del campione.

Si è calcolato che, teoricamente, con una libbra di alluminio, pari a kg 0,450, si potrebbe realizzare un filo della lunghezza di ben 36.000 chilometri.



L'alluminio può essere trafilato fino al diametro di 0,0025 mm. La figura mostra un tal filo comparato con un capello umano, ingranditi entrambi 120 volte. Il capello umano ha uno spessore di ben 25 volte superiore a quello del filo di alluminio.

Naturalmente, il costo di un tale filo sarebbe enormemente elevato; si è calcolato che 1 libbra verrebbe a costare 86.000.000 di dollari, un miliardo e 600 milioni di lire, al cambio attuale!

XXV Riunione della Società Italiana del Progresso delle Scienze a Bologna

Il Prof. Ing. G. Gabrielli, notissimo progettista di apparecchi aeronautici, ha comunicato una interessante nota alla XXV Riunione della Società Italiana del Progresso delle Scienze, tenutasi a Bologna il 5 settembre.

L'Autore, premessa una scomposizione del velivolo in alcuni suoi gruppi funzionali (cellula, fusoliera, impennaggi, motore, comando organi di atterraggio, installazioni,

armamento), esamina per ogni gruppo quali sono i materiali più convenienti dal punto di vista tecnico; illustra cioè per ogni gruppo le forme architettoniche più comuni ed estese ed il materiale più adatto.

Riassume, quindi, in alcune tabelle, per alcuni tipi di velivoli FIAT (civili e militari), le percentuali quantitative con cui le principali materie prime, dall'Autore ritenute più convenienti, entrano nella costruzione di detti velivoli.

Per quanto riguarda le strutture principali e resistenti conclude sulla convenienza delle strutture a guscio in duralluminio, e fa risultare come tale conclusione sia in felice coincidenza col fatto che il duralluminio è un materiale italiano al cento per cento.

Infine l'Autore fa un voto che venga promossa una riunione tra costruttori di aeroplani e i produttori di duralluminio, affinchè vengano unificati alcuni tipi di profilati estrusi in durallumnio, che sarebbero molto convenienti nelle costruzioni aeronautiche.

Il XVII Congresso di Fonderia a Lione

Si è tenuto a Lione, il 9, 10 e 11 giugno, il XVII Congresso di Fonderia.

Sono state presentate numerose comunicazioni, tra le quali notiamo le seguenti: la ghisa negli ultimi 100 anni del Prof. E. Diepschlag di Breslavia; l'azione dei reattivi utilizzati in metallografia del Sig. A. Girardet; l'influenza dei fondenti sull'usura dei refrattari dei cubilotti del Sig. Guy Henon; il miglioramento delle proprietà delle ghise austenitiche al nichel-cromo ed al nichel-cromo-rame del Sig. J. Challansonnet; le pigiate refrattarie del Sig. A. Guedraz; i fattori che intervengono nelle prove sulle sabbie del Sig. Tr. Walker di Sheffield; lo studio dei tempi per la compressione delle sabbie nelle macchine per formare del Sig. F. Boussard di Liegi; le leghe di rame al piombo del Sig. A. Ricard; i codici americani d'igiene industriale del Sig. J. Allan; il prezzo di costo nelle fonderie piccole e medie di Charles Dennery; le vernici e i colori per modelli di G. Godel.

Una serie di interessanti comunicazioni sono state presentate alla IX. seduta di studi termici, recentemente organizzata alla « Maison de la Chimie ». Tra le altre segnaliamo: termochimica e riscaldamento industriale del Sig. E. Damour; equipaggiamento moderno di un laboratorio termochimico del Sig. G. Beauseigneur; tavole termiche del Sig. P. Montagne; l'alluminotermia del Sig. Jean Galibourg; reazioni esotermiche catalizzate; il processo Bessemer-Thomas del Sig. H. Malcor; le fabbricazioni ai forni elettrici del Sig. A. Cartoux; il rendimento dell'altoforno dei Sigg. Grenet e Estour.

NOTIZIARIO ECONOMICO

Un provvedimento del governo stronca la lotta per il dominio del mercato olandese dell'alluminio

Le continue iniziative che da qualche mese si vanno annunciando nella industria olandese dell'alluminio, dopo che questo settore industriale è rimasto trascurato per parecchi anni, hanno avuto un effetto sconcertante sul mercato.

Si è infatti cominciato nello scorso ottobre con la costituzione del *N. V. Aluminium Walsen Perbedrijven* per iniziativa dell'Aluminium Company of America, seguiva nel marzo la costituzione, accompagnata da grande campagna di stampa, della *Aluminium Industrie en Handel Neatochangij - Alinka* del gruppo Phechiney-Ugine; ora il gruppo canadese americano risponde con la creazione della *Nederlandsche Aluminium Matschappi,* che lavorerà in correlazione con l'Aluminium Walsen Perbedrijven, alla quale fornirà il metallo.

Viene fatto di chiedersi donde nasce tanto accanimento per il dominio di un mercato, senza dubbio interessante, ma di secondaria importanza, il cui fabbisogno è attualmente dell'ordine di 50 mil. di lire all'anno.

Si può pensare che una parte di queste iniziative sia fittizia, annunciata per far pressione sull'altro gruppo e costringerlo ad un accordo, ma in questo caso quale dei due gruppi agisce per conto della *Alliance Aluminium* di Basilea? Si aggiunga che i gruppi americani hanno agito in accordo con personalità rappresentative dell'Alliance Aluminium (ad esempio Mr. Level); d'altra parte non si comprende che interesse abbiano le industrie francesi, già sovraccariche di lavoro per il riarmo, ad impegnarsi in una lotta di vendite sottocosto in Olanda; si formula così un'ultima ipotesi: si devono vedere in questi fatti i prodromi di un dissenso fra i grandi produttori mondiali? Questa almeno è l'opinione di molti competenti.

Ultimamente però, come era da prevedersi, la questione è stata risolta per intervento del governo, il quale ha sottoposto ad autorizzazione governativa la costituzione di nuovi impianti. La decisione governativa è dovuta alla preoccupazione di evitare che fattori estranei disturbino la costituzione di questa industria su basi sane.

E' pertanto probabile che la decisione sarà in favore del progetto dell'Aluminium Company of America, che ha presentato il piano industriale più completo e che lascerebbe la maggioranza azionaria (60%) al capitale olandese.

Sviluppi dell'industria dell'alluminio in Asia

La prossima statizzazione dell'industria elettrica, indurrà le compagnie di elettricità del Giappone a dedicarsi all'elettrochimica ed all'elettrometallurgia: si prevede così un intenso sviluppo della produzione di alluminio.

La *Tokio Electric Light Company*, che ha un capitale di 2,5 miliardi di lire, ha deciso di costruire una grande fabbrica di alluminio in collaborazione con altri gruppi industriali, fra i quali la *Furakawa Electric Industrial Co.*, la *Mitsui*, la *Mitsubishi*, la *Sumitomo* e *Japan Aluminium Co.* ecc., con le quali da vario tempo erano in corso negoziazioni. La società avrebbe un capitale di 100 mil. di yen (554 mil. di lire circa) ed i suoi impianti, ora in costruzione presso Iwabuki, avranno una capacità di 50 mila t. annue. La Tokio Electric

Light Company acquisterà parte delle azioni della Furakawa Electric Industrial Company controllando, in tal modo, gli impianti elettrici della società.

Questo grande sviluppo della produzione del metallo sarà accompagnato da un parallelo programma autarchico per la bauxite: per ora la società elettrica di Tokio ha stipulato un contratto continuativo con la South Aluminium Co. Inoltre, a questo proposito, verrà costituita una *Società per lo Sviluppo Industriale della Cina del Nord* che, con la collaborazione del governo di Pechino, si dedicherà allo sfruttamento dei giacimenti di bauxite di Kaiping, Cewan e Poshan, la cui consistenza è valutata ad 1 miliardo di t. al 61% di allumina. Questo minerale sarà inviato, per ragioni di economia di energia, nel Manciukuò e nella Corea per l'estrazione della allumina. Pertanto il Giappone lascerà libere le disponibilità di bauxite delle Indie Olandesi, che verrebbero, pare, assunte dalla Germania.

Infine, per completare il quadro dello sviluppo di tale industria, la *Nippon Aluminium Kaisha* ha acquistato un brevetto francese per la fabbricazione di alluminio e di magnesio, mentre la *Manciukuò Light Metal Company* sta per aumentare la sua capacità di produzione da 4.000 a 30.000 t. all'anno.

Sono state da poco impartite le ordinazioni per la costruzione del primo stabilimento di alluminio in India; la parte meccanica è stata affidata alle officine Skoda, che probabilmente parteciperanno alla nuova impresa con propri capitali.

La nuova fabbrica, che sorgerà nella provincia di Bihar, dovrà essere in grado di produrre 8 mila t. di alluminio greggio all'anno; l'annesso laminatoio dovrà avere una capacità di 8-10 t. giornaliere. Per la gestione della nuova fabbrica verrà costituita l'*Aluminium Corporation of India* che fa parte del gruppo Dalmia.

Da qualche tempo si parla anche di altri progetti per lo sfruttamento dei giacimenti indiani di bauxite. Dei progetti si interessa, fra gli altri, anche il gruppo americano dell'alluminio, per cui è probabile qualche altra costituzione di società. Sebbene le importazioni di alluminio non siano aumentate durante gli ultimi anni, le prospettive di vendita per gli oggetti di alluminio, particolarmente per gli articoli di uso casalingo, sono molto favorevoli, se il loro prezzo sarà conveniente rispetto al prezzo dei prodotti di rame e di ottone.

L'importazione complessiva in India di alluminio e di oggetti di alluminio negli ultimi tre anni 1935/37 è stata di 3 mila t. annue in media.

Produzione mondiale di bauxite [1] (dati della Metallgesellschaft)

Tonn. metriche × 1000	1928	1929	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937
Germania	5,0	2,0	—	—	0,4	1,7	6,6	8,3	12,6	* 18,0
Francia	636,0	666,4	609,2	403,6	401,4	490,5	528,5	512,9	649,5	688,2
Grecia	0,3	6,3	2,3	1,2	0,6	—	—	9,5	129,9	[3]) 122,3
Irlanda	2,3	2,4	2,1	3,4	1,5	0,7	0,1	—	—	—
Italia	162,2	192,8	161,2	67,4	86,6	94,8	131,3	170,1	262,2	370,4
Jugoslavia	49,3	103,4	94,7	64,8	67,1	80,9	84,8	216,2	278,6	357,8
Ungheria [2])	200,1	115,0	108,2	88,1	84,0	66,2	119,4	*245,6	368,9	*510,0
Russia	—	—	—	11,6	37,4	50,6	* 60,0	*130,0	*200,0	*230,0
Resto dell' Europa	8,8	1,9	* 2,0	* 1,0	* 2,0	* 4,0	* 2,0	* 7,0	* 2,5	* 6,0
Europa	**1064,0**	**1090,2**	**979,7**	**641,1**	**681,0**	**789,4**	**932,7**	**1299,6**	**1904,2**	**2302,7**
Indie Inglesi	14,9	9,2	2,5	4,4	4,5	1,1	—	7,8	*3,7	* 5,0
Malesia Inglese	—	—	—	—	—	—	—	—	—	12,8
Indie Olandesi	—	—	—	—	—	—	—	9,9	*133,7	199,0
Asia	**14,9**	**9,2**	**2,5**	**4,4**	**4,5**	**1,1**	—	**17,7**	**137,4**	**216,8**
Stati Uniti	381,4	371,6	335,9	199,0	97,9	156,7	160,4	237,7	378,0	425,0
Brasile [3])	—	—	—	—	—	—	—	—	7,0	* 10,0
Guyana Inglese [4])	169,9	187,4	122,0	127,0	66,2	33,7	54,1	113,0	172,2	[3]) 305,6
Guyana Olandese [3])	213,9	210,0	264,6	173,2	126,5	106,4	101,0	115,2	233,9	392,3
America	**765,2**	**769,0**	**722,5**	**499,2**	**290,6**	**296,8**	**315,5**	**465,9**	**791,1**	**1132,9**
Australia ed Oceania	**0,2**	**0,6**	**0,8**	**1,6**	**1,1**	**1,0**	**1,1**	**1,2**	**0,8**	*** 1,0**
Produzione totale	**1844,3**	**1869,0**	**1705,5**	**1146,3**	**977,2**	**1088,3**	**1249,3**	**1784,4**	**2833,5**	**3653,4**

[1]) In questa tabella sono riportate le cifre ufficialmente pubblicate dai singoli Paesi. Non si tiene quindi conto del fatto che le varie qualità di bauxite sono molto diverse nella composizione e hanno contenuti di umidità differenti.

[2]) Queste cifre per l'Ungheria sono state ottenute addizionando le quantità della bauxite esportata e consumata nel Paese. La produzione fu di 396.000 tonn. nel 1928, 389.200 tonn. nel 1929, 31.700 tonn. nel 1930, 89.600 tonn. nel 1931, 111.600 tonn. nel 1932, 72.400 tonn. nei 1933, 185.000 tonn. nel 1934, 211.100 tonn, nel 1935, 329.000 tonn. nel 1936, 451.600 tonn. nel 1937.

[3]) Esportazione.

[4]) Nella Guyana Inglese vengono prodotte annualmente le seguenti quantità di bauxite con un contenuto del 30-50% di Al_2O_3 ma apparentemente non vengono esportate: tonn. metriche

1928	1929	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937
31.000 -	32.700 -	27.000 -	32.600 -	18.700 -	8.300 -	11.900 -	26.800 -	40.500 -	.

*) Dati di stima,

Consumo mondiale di alluminio (dati della Metallgesellschaft)

Tonn. metriche × 1000	1928	1929	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937
Germania [1]	39,0	39,0	28,0	24,0	19,1	28,3	52,5	87,0	104,2	132,0
Austria	0,7	0,8	0,6	0,5	0,4	0,3	0,4	0,4	0,5	0,9
Reich	*39,7*	*39,8*	*28,6*	*24,5*	*19,5*	*28,6*	*52,9*	*87,4*	*104,7*	*132,9*
Belgio	0,9	2,0	1,0	1,3	1,0	1,1	1,1	1,3	2,4	3,1
Francia	24,4	25,0	20,0	18,0	15,0	14,0	18,0	24,0	27,0	28,0
Inghilterra	17,0	30,0	24,0	20,0	17,5	19,0	23,0	28,4	35,0	49,0
Italia	4,2	9,3	8,2	7,4	5,5	7,3	9,4	14,0	17,0	26,0
Svezia	1,8	1,5	2,0	1,9	1,4	1,6	2,4	3,5	2,4	4,5
Svizzera	6,0	8,0	7,0	5,0	4,5	5,5	6,5	7,0	9,0	13,0
Cecoslovacchia	1,6	1,5	1,3	1,1	1,0	0,7	2,0	1,6	3,6	4,6
U. R. S. S.	6,0	6,0	10,0	20,0	11,5	15,0	19,5	25,0	38,0	47,0
Resto dell' Europa	2,0	2,2	2,1	2,2	3,6	3,7	4,7	5,3	5,6	6,6
Europa	**103,6**	**125,3**	**104,2**	**101,4**	**80,5**	**96,5**	**139,5**	**197,5**	**244,7**	**314,7**
Giappone	10,0	13,0	11,0	[2]) 4,3	[2]) 5,3	[2]) 4,0	[2]) 5,8	[2]) 12,5	[2]) 17,0	[2]) 22,0
Resto dell'Asia				0,7	0,7	0,7	1,0	1,0	1,5	1,5
Asia	**10,0**	**13,0**	**11,0**	**5,0**	**6,0**	**4,7**	**6,8**	**13,5**	**18,5**	**23,5**
Africa	—	—	—	—	—	—	**0,1**	**0,1**	**0,1**	***0,1**
Stati Uniti	117,0	130,0	89,0	65,0	48,0	50,0	74,0	87,6	127,0	154,0
Canadà	7,0	7,0	6,0	5,0	5,0	4,0	5,5	5,2	7,0	7,5
Resto dell' America						1,1	1,2	1,1	1,4	1,2
America	**124,0**	**137,0**	**95,0**	**70,0**	**53,0**	**55,1**	**80,7**	**93,9**	**135,4**	**162,7**
Australia ed Oceania	**0,4**	**0,7**	**0,3**	**0,1**	**0,2**	**0,2**	**0,4**	**0,3**	**0,6**	*** 0,7**
Consumo totale	**238,0**	**276,0**	**210,5**	**176,5**	**139,7**	**156,5**	**227,5**	**305,3**	**399,3**	**501.7**

[1]) Le cifre del consumo tedesco comprendono anche le qualità di alluminio di 2a fusione ed i rottami di alluminio importati e cioè 6.400 tonn. nel 1928, 6.400 tonn. nel 1929, 4.600 tonn. nel 1930, 2.800 tonn. nel 1931, 1.000 tonn. nel 1932, 2.200 tonn. nel 1933, 3.700 tonn. nel 1934, 2.800 tonn. nel 1935 e 1900 tonn. nel 1936, 3.500 tonn. nel 1937. In questa tabella non sono compresi i rottami di alluminio importati in Germania. Secondo la nostra stima, queste quantità potrebbero essere di 6.000 tonn. per ciascuno degli anni 1933-1935 8000 tonn. nel 1936, e dl 14.800 tonn. nel 1937 in modo che il consumo germanico risulterebbe complessivamente di 34.300 tonn. nel 1933, 58.500 tonn. nel 1934, 93.000 tonn. nel 1935; 112.200 tonn. nel 1936, e146.800 tonn. nel 1937.

[2]) Sono state importate nel Giappone nel 1931 circa 2.400 tonn., nel 1932 circa 3.800 tonn., nel 1933 circa 4.700 tonn., nel 1934 circa 5.800 tonn., nel 1935 circa 4.300 tonn.; nel 1936 circa 1700 e nel 1937 circa 1.500 tonn., di alluminio di 2a fusione e di rottami di alluminio, mentre l'importazione di alluminio di 2a fusione e rottami di alluminio era di poca entità negli anni precedenti. Non é compreso nelle nostre cifre di consumo il consumo giapponese di alluminio di 2a fusione e di rottami di alluminio.

*) Dati di stima.

Produzione mondiale di alluminio (dati della Metallgesellschaft)

Tonn. metriche × 1000	1928	1929	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937
Germania	31,7	33,3	30,7	27,1	19,2	18,9	37,2	70,8	97,5	127,5
Austria	4,0	2,7	3,0	2,5	2,1	2,1	2,1	2,4	3,3	4,1
Reich	*35,7*	*36,0*	*33,7*	*29,6*	*21,3*	*21,0*	*39,3*	*73,2*	*100,8*	*131,6*
Francia	27,0	29,0	26,0	18,0	14,5	14,5	16,2	21,9	26,5	34,5
Inghilterra	10,7	13,9	14,0	14,2	10,3	11,0	13,0	15,1	16,4	19,4
Italia [1])	3,6	7,0	8,0	11,1	13,4	12,1	12,8	13,8	15,9	22,9
Norvegia	22,8	29,1	27,4	21,4	18,0	15,5	15,5	15,3	15,4	23,0
Svezia	—	—	—	—	—	—	0,3	1,8	1,8	1,8
Svizzera	19,9	20,7	20,5	12,2	8,5	7,5	8,2	11,7	13,7	25,0
Spagna	1,0	1,0	1,1	1,2	1,1	1,1	1,2	1,3	0,7	—
Ungheria	—	—	—	—	—	—	—	0,3	0,8	1,2
Russia	—	—	—	0,1	0,9	4,4	14,4	24,5	37,9	*45,0
Resto dell' Europa	—	—	0,2	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,3
Europa	**120,7**	**136,7**	**130,9**	**108,0**	**88,1**	**87,2**	**121,0**	**179,0**	**230,0**	**304,7**
Asia (Giappone)	—	—	—	—	—	—	0,7	4,7	7,5	10,5
Stati Uniti	95,5	103,4	103,9	80,5	47,6	38,6	33,6	54,1	102,0	132,8
Canadà	40,0	42,0	34,9	31,0	17,9	15,9	15,6	20,6	26,2	42,6
America	**135,5**	**145,4**	**138,8**	**111,5**	**65,5**	**54,5**	**49,2**	**74,7**	**128,2**	**175,4**
Produzione totale	**256,2**	**282,1**	**269,7**	**219,5**	**153,6**	**141,7**	**170,9**	**258,4**	**365,7**	**490,6**

[1]) In Italia vennero prodotte inoltre le seguenti quantità di alluminio di 2a fusione: 1935: 1.334 t, 1937: 2.000 t.

TABELLE STATISTICHE

ITALIA - Produzione di alluminio greggio

(Secondo le rilevazioni della Associazione fra gli Industriali Metallurgici)

Periodo	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938
	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.
Gennaio	375.454	349.883	681.031	756.258	702.524	381.198	1.126.541	690.180	1.745.276
Febbraio	277.766	290.777	596.807	456.737	532.817	319.772	898.107	650.729	1.519.969
Marzo	336.468	506.975	632.959	577.644	790.979	516.340	1.091.810	903.999	1.757.121
Totale 1° Trimestre	989.688	1.147.635	1.910.797	1.790.639	2.026.320	1.217.310	3.116.458	2.244.908	5.022.366
Aprile	647.717	875.018	852.289	941.293	1.197.038	883.161	1.333.899	1.348.703	1.549.427
Maggio	901.535	1.204.912	1.316.499	1.117.317	1.536.232	1.407.070	1.663.811	1.989.731	1.382.997
Giugno	893.824	1.424.531	1.441.481	921.108	1.526.157	1.467.966	1.647.226	2.365.482	2.484.843
Totale 2° Trimestre	2.443.076	3.504.461	3.610.269	2.979.718	4.259.427	3.708.197	4.644.936	5.703.916	5.417.267
Totale 1° Semestre	*3.432.764*	*4.652.096*	*5.521.066*	*4.770.357*	*6.285.747*	*4.925.507*	*7.761.394*	*7.948.824*	*10.439.633*
Luglio	903.005	1.285.743	1.534.545	964.113	1.562.330	1.596.595	1.736.567	2.605.868	
Agosto	910.535	1.127.774	1.513.664	1.381.219	1.523.603	1.562.623	1.737.102	2.678.256	
Settembre	805.094	1.140.230	1.413.218	1.228.628	1.437.984	1.493.135	1.610.428	2.527.290	
Totale 3° Trimestre	2.618.634	3.553.747	4.461.427	3.573.960	4.523.917	4.652.353	5.084.097	7.811.414	
Totale Gennaio-Settembre	*6.051.398*	*7.205.843*	*9.982.493*	*8.344.317*	*10.809.664*	*9.577.860*	*12.845.491*	*15.760.238*	
Ottobre	825.994	910.795	1.464.268	1.368.473	866.946	1.450.002	1.393.428	2.642.679	
Novembre	635.149	1.038.655	1.269.569	1.297.352	655.794	1.492.533	940.723	2.467.484	
Dicembre	486.669	952.464	697.216	1.062.072	513.658	1.256.443	694.391	2.077.527	
Totale 4° Trimestre	1.947.812	2.901.914	3.431.053	3.727.897	2.036.398	4.198.978	3.028.542	7.187.690	
Totale Annuale	*7.999.210*	*11.107.757*	*13.413.546*	*12.072.214*	*12.846.062*	*13.776.838*	*15.874.033*	*22.947.928*	

ITALIA - Importazione ed esportazione di alluminio e sue leghe

(dati desunti dalla "Statistica del Commercio Speciale di Imp. e di Esp.,, del Ministero delle Finanze)

PRODOTTI	IMPORTAZIONE Quintali				ESPORTAZIONE Quintali			
	gennaio - luglio		Anno 1937	Anno 1936	gennaio - luglio		Anno 1937	Anno 1936
	1938	1937			1938	1937		
Rottami	1.011	458	1.304	120	1	5	—	...
Lingotti	3.130	13.520	33.663	3.126	—	—	...	701
Getti	—	202	353	731	16	35	20	15
Barre, verghe, spranghe	120	39	97	263	18	9	12	6
Fogli, lamiere	380	232	509	3.836	73	105	390	34
Fili	...	2	3	117	2	5	13	3
Corde, cavi	...	—	—	...	—	11	11	64
Tubi	7	27	41	91	2	3	11	...
Polvere	...	10	11	1	23	1	5	13
Tubetti per colori, profumi, ecc.	31	2	46	5	—	106	106	19
Lavori non nominati per uso industriale	274	360	678	462	2.370	536	676	117
Lavori non nominati: altri	197	170	319	246	1.275	1.511	2.280	1.138

RECENSIONI

A. L. Lavoisier - Traité Elémentaire de Chimie *(Trattato elementare di Chimica)* **presentato da H. Le Chatellier. Un volume in 8vo (cm. 13,5×19) di pp. XXXVIII-181 con 53 figure nel testo e 2 tavole fuori testo (21 franchi) Ed. Gauthier-Villars - Paris (1937).**

In occasione della Esposizione Internazionale di Parigi del 1937 e della Organizzazione del « Palais de la Découverte », è stata decisa la pubblicazione di numerose opere scientifiche di carattere classico, che appariranno man mano per i tipi di Gauthier-Villars di Parigi.

Questo che presentiamo è uno dei primi della serie ed è indubbiamente uno fra i più interessanti e importanti classici della chimica; il suo interesse, per quanto ormai solamente storico, non cessa di rimanere vivissimo in tutti i cultori della chimica.

La prima edizione del « Traité Elémentaire de Chimie » che apparve nel 1789, rappresentò un avvenimento di importanza fondamentale; da questa pubblicazione incomincia infatti la storia della chimica intesa come una vera e propria scienza.

Fino a quel momento, più che di chimica si poteva parlare di alchimia; e tutto quanto si riferiva a questa scienza era rappresentato da un miscuglio confuso di ricette farmaceutiche, di ipotesi arbitrarie sulla costituzione intima della materia e di osservazioni qualitative, spesso esatte, ma poco numerose e coordinate; il tutto soffocato da una enorme mole di affermazioni contradittorie.

Antoine Laurent Lavoisier nacque nel 1743 da una famiglia di magistrati, nella quale l'alta cultura era una tradizione ed era accompagnata da un equilibrio morale e da una situazione economica tali da rendere particolarmente favorevole lo sviluppo intellettuale del giovane.

Avendo perduto la madre all'età di 5 anni, egli fu allevato da una giovane zia che rinunciò al matrimonio per dedicarsi all'educazione del nipote.

Sotto la guida amorevole del padre e di questa zia, che concentrarono in lui tutti i loro affetti, egli ricevette una educazione morale ed intellettuale assolutamente eccezionale.

Iscrittosi al Collegio Mazzarino egli dimostrò subito attitudini singolari sia per gli studi scientifici che per quelli letterari con una preferenza marcata, tuttavia, per quest'ultimi.

Alla fine del suo corso di retorica egli ottenne, al corso generale, il premio d'onore in eloquenza francese e l'anno seguente, durante il suo corso di filosofia, inviò a varie accademie provinciali delle memorie su diverse questioni di indole morale e filosofica che erano state messe a concorso; egli ottenne fra l'altro a Digione una medaglia d'oro.

L'indirizzo che presero in un secondo tempo, gli studi di Lavoisier è dovuto, fra l'altro, alla sua amicizia con l'abate Lacaille che, possedendo un piccolo osservatorio al Collegio Mazzarino, iniziò il giovane Lavoisier alle matematiche, alla astronomia ed alla metereologia.

Uscito dal Collegio egli pensò per un momento di dedicarsi alle matematiche; risalgono a quest'epoca anche le osservazioni metereologiche che Lavoisier condusse ininterrottamente e scrupolosamente durante tutta la sua vita e che si riferivano principalmente alla temperatura ed alla pressione barometrica prese perfino 3 volte al giorno.

In un secondo tempo egli si mise anche in contatto con altri studiosi che incaricò di analoghe osservazioni in diverse regioni della Francia.

Alla sua uscita dal Collegio egli possedeva una istruzione completa e sopratutto una instancabile sete di sapere.

Durante tutta la sua vita egli lavorò non meno di 16 ore al giorno, cominciando alle 6 del mattino per finire alle 10 della sera.

Frattanto incominciò gli studi di diritto con la intenzione, senza dubbio, di succedere al padre come procuratore al Parlamento di Parigi. Nello stesso tempo egli seguiva i corsi di chimica del Rouelle, quelli di botanica di Bernard de Jussieu e quelli di mineralogia di Guettard, non mancando mai alle esercitazioni pratiche di laboratorio od alle escursioni sul terreno.

In modo particolare egli si legò in amicizia col Guettard che divenne un commensale abituale di casa Lavoisier.

In quest'epoca, nonostante l'intensità con la quale si era dedicato agli studi di mineralogia, il Lavoisier trovò il tempo di occuparsi di un concorso indetto dalla Accademia delle Scienze per la migliore proposta intesa a determinare un metodo di illuminazione della città di Parigi.

Il premio stabilito in 2000 lire dell'epoca, venne diviso fra tre costruttori di fanali; ma il Lavoisier ottenne, per la sua chiarezza e per le nuove idee esposte nella sua memoria, una medaglia d'oro offerta dal Re.

Nel 1768, a 26 anni, il Lavoisier venne nominato membro della Accademia delle Scienze.

La brillante carriera scientifica di Lavoisier fu bruscamente interrotta dalla ghigliottina.

Vittima più che altro della cattiva reputazione che godevano i *fermiers généraux,* della ignoranza dei settarî che governavano in quell' epoca la Francia, ed in parte anche della viltà dei suoi colleghi i quali, per la paura di compromettersi, non tentarono alcun mezzo per salvarlo.

Lavoisier morì nel 1794 a 51 anni.

La sua opera è restata tuttavia come base di tutta la moderna chimica e il suo nome è raccomandato alla posterità.

La riesumazione del trattato elementare di chimica del Lavoisier è, sotto un certo aspetto, più un omaggio alla memoria del grande, che un contributo alla curiosità storico-scientifica che in questi ultimi anni ha fatto tanti proseliti.

Naturalmente, gli editori non si sono preoccupati di fornire una ristampa assolutamente integrale, ma hanno intelligentemente soppresse talune parti dell'opera, che non avrebbero alcun interesse per i lettori del nostro tempo.

Ricorderemo ai cultori della bibliografia che il trattato elementare di chimica del Lavoisier apparve nel 1780, presso l'editore Cuchet.

Una nuova edizione venne curata dal Déterville nel 1801. Nel 1864, a spese dello Stato, apparvero le opere complete del Lavoisier in 16 volumi editi dalla Stamperia Imperiale.

C. Panseri.

A. von Zeerleder - Technologie des Aluminiums und seiner Leichtlegierungen *(Tecnologia dell'alluminio e delle sue leghe leggere)* **III. Edizione. Un volume rilegato in tela, di cm. 16×24 di pp. XII-449, con 313 figure nel testo. Ed. Akademische Verlagsgesellschaft M.B.H. Leipzig (1938).**

Ci siamo già diffusamente occupati su queste colonne della prima edizione di questo eccellente libro e siamo lieti ora di constatare come le sue reali qualità gli abbiano valso, oltre all'unanime consenso della critica, il favore dell'anonimo lettore che forse più e meglio degli eruditi sa valutare esattamente l'utilità pratica di un libro tecnico.

La terza edizione del libro del prof. v. Zeerleder si presenta notevolmente arricchita di dati e di figure. Anche la vasta materia in esso contenuta è stata notevolmente aumentata sì che le pagine sono passate da 286 a ben 449 e le illustrazioni da 204 a 313. L'opera è divisa in 19 capitoli ed è completata da una ricca bibliografia e da un indice per materie. Il primo capitolo tratta delle generalità relative ai metalli leggeri con parti-

colare riguardo all'alluminio, ne traccia la storia tecnica e mette in evidenza le caratteristiche economiche dell'industria. Il secondo capitolo è dedicato alla teoria delle leghe; teoria esposta in succinto, ma in maniera sufficiente a ben comprendere il seguito dell'opera. Il terzo capitolo si occupa delle leghe industriali e ne fornisce le caratteristiche di composizione e le più salienti proprietà fisico-meccaniche in alcuni quadri *sinottici* ed in tabelle del più alto interesse.

Il capitolo quarto espone in modo esauriente e chiaro la teoria dei metodi di prova specialmente elaborati per la determinazione delle caratteristiche chimiche e fisiche delle leghe leggere. Questo capitolo appare particolarmente ampliato rispetto alla prima edizione, specie nelle parti che si riferiscono agli apparati per le prove di fatica, ai metodi per la determinazione della corrodibilità ed ai metodi di analisi chimica. Il quinto capitolo tratta principalmente dei forni fusori e dei forni per il trattamento termico. Anche questo capitolo appare notevolmente arricchito nel testo e nelle illustrazioni ed appare uno dei più interessanti anche per le numerose esemplificazioni pratiche. La tecnica della fonderia delle leghe leggere è magistralmente condensata nel sesto capitolo, anche questo tenuto al corrente delle più notevoli novità di quest'ultimi anni. Il lettore vi troverà fra l'altro, una chiara descrizione del metodo di laminazione continua *Hazelett* partendo direttamente dal metallo liquido.

Il settimo capitolo è dedicato alla laminazione dell'alluminio e delle leghe leggere, mentre l'ottavo ed il nono trattato rispettivamente della estrusione, trafilatura e profilatura alla piegatrice e della fucinatura, stampatura a caldo e a freddo e della piegatura.

Il decimo capitolo è riservato alla imbutitura ed alla tornitura in lastra e l'undicesimo alla fabbricazione dei conduttori elettrici semplici o cordati.

La vera e propria parte tecnologica incomincia col dodicesimo capitolo (saldatura) e continua col tredicesimo (chiodatura) e col quattordicesimo (lavorazione all'utensile da taglio).

La fabbricazione della polvere d'alluminio è brevemente descritta nel capitolo quindicesimo.

I capitoli sedicesimo, diciasettesimo e diciottesimo trattano rispettivamente dei metodi di preparazione superficiale, dei metodi generali di progettazione delle strutture leggere e delle norme ufficiali relative all'alluminio.

Come abbiamo detto, il volume è completato da una accurata raccolta di dati bibliografici divisi per argomento e da un completo indice per materie.

Di questa nuova edizione va notata la bellezza della carta e la ottima esecuzione dei clichés.

C. Panseri.

—— **Aluminium-Taschenbuch** *(Manuale dell'alluminio)* - VIII. Edizione. Un volume rilegato in tela, di cm. 12x16 di pp. XVIII - 377, con 13 tabelle nel testo. - Ediz. Aluminium - Zentrale G. m. b. H, Berlin (1937).

Questa 8ª edizione dell'Alluminium-Taschenbuch, edita dall'Aluminium-Zentrale, risulta molto accresciuta e ampliata rispetto alle precedenti edizioni. Tali sviluppi, specialmente in opere di questo genere, risultano a volte pericolosi, poichè importano un sovvertimento della fisonomia originaria del volume, quale era stato concepito dagli autori e quale era stato richiesto dal pubblico. Infatti il titolo di questo volumetto, di comodo formato e di elegante veste tipografica, può dare l'impressione di avere a che fare con una pubblicazione a carattere pratico-sintetico e non già con un vero e proprio manuale enciclopedico dell'alluminio; quale esso è.

Questo gran numero di nozioni che i tecnici dell'Aluminium-Zentrale sono riusciti abilmente a comprimere in un libricino tascabile va a tutto detrimento dei fini che si erano certamente preposti gli editori. Il tecnico che consulta queste pubblicazioni di indole pratica vi ricerca l'immediata risposta a un qualche quesito, che gli fornisca la risoluzione di un problema solitamente tecnologico, e non tante belle notizie, che, pur essendo interessanti, non è necessario aver sempre in tasca.

Malgrado queste sproporzioni, l'Aluminium-Taschenbuch non può che trovare una calda accoglienza presso tutti coloro che si interessano d'alluminio, poichè è redatto con precisione e fornisce dati e cifre aggiornate.

Il primo capitolo presenta l'alluminio e le sue leghe e riporta fra l'altro delle tabelle di grande utilità, quali quelle illustranti la produzione e i prezzi nei principali Paesi e le norme DIN.

Il capitolo secondo è particolarmente dedicato alle prove dei materiali, meccaniche e tecnologiche.

Il capitolo terzo, rivolto agli industriali e ai costruttori, ripete ancora quali sono le proprietà del metallo leggero e quali le possibilità di impiego.

I capitoli che vanno dal quarto all'ottavo incluso comprendono la parte più interessante del volume, in essi viene trattata esaurientemente tutta la tecnologia dell'alluminio e delle sue leghe. Questi capitoli, a parte le sproporzioni già segnalate, sono veramente opera pregevole.

Il nono capitolo tratta delle vernici di alluminio e dei procedimenti alluminotermici, il decimo capitolo dell'alluminio in fogli, l'undecimo e il dodicesimo rispettivamente delle applicazioni chimiche e elettrotecniche. Nel tredicesimo ed ultimo capitolo, di circa 50 pagine, sono raggruppate varie tabelle riportanti il peso e gli elementi geometrici delle lamiere e dei profilati di uso corrente, oltre ad altri dati fisici e chimici.

Le fotografie e i disegni sono molto riusciti, come pure tutti gli altri elementi tipografici.

P. Ratti.

NORME, CAPITOLATI E SPECIFICAZIONI

Questo foglio è un completamento del foglio DIN 4850 « Direttive per l' esecuzione e la valutazione delle prove relative alla corrosione dei metalli » e si riferisce al controllo della resistenza dei metalli leggeri all' azione del clima marino e dell' acqua di mare.

Febbraio 1938

Progetto 1

DIN 4853

Prove di corrosione su metalli leggeri nei riguardi dell'atmosfera e dell'acqua marina

Metodi di prova.

A - Prove naturali:

I) Prove alle intemperie.

II) Prove di immersione alternata.

III) Prove di immersione in acqua marina.

B - Prove di laboratorio:

I) Prove in nebbia salina.

II) Prove di immersione alternata.

III) Prove in liquidi agitati:

a) in soluzione al 3% di NaCl;

b) in soluzione di NaCl al 3% più il 0,1% di acqua ossigenata. (Prova rapida).

IV) Prova combinata di immersione alternata e di agitazione.

Le prove naturali servono a stabilire il comportamento dei metalli leggeri nelle condizioni naturali. Esse possono venir condotte, in vista della loro speciale natura, soltanto sul mare (Mar del Nord, Mar Baltico). I risultati sono attendibili solo dopo un tempo piuttosto lungo.

Per queste ragioni si è rimasti nella maggior parte dei casi del parere di determinare la resistenza alla corrosione mediante prove di laboratorio. Per quel che riguarda i metalli leggeri si hanno abbastanza possibilità di confronto fra i risultati naturali e quelli delle prove di laboratorio, cosicchè le prove di laboratorio qui trattate possono venir raccomandate per la determinazione del comportamento dei metalli leggeri al clima e all'aria di mare. Per altro è consigliabile, per applicazioni di una certa importanza, la prova naturale per ottenere risultati più attendibili e elementi utilizzabili per l'ulteriore sviluppo dei procedimenti di laboratorio.

Mediante la *prova in nebbia salina* si determina essenzialmente il comportamento al clima marino. Essa corrisponde perciò alla prova naturale di esposizione alle intemperie.

La *prova di immersione alternata* dà un'idea del comportamento dei metalli leggeri coll'alternarsi dello stato secco con quello umido, di modo che questa prova corrisponde alla prova di immersione alternata naturale.

(La prova permette di controllare il comportamento dei metalli leggeri esposti agli spruzzi d'acqua marina, come avviene nei galleggianti degli idrovolanti).

La *prova di agitazione* viene con vantaggio impiegata laddove si deve tener conto di un flusso continuo di acqua marina (es. per le boe). La prova può venir eseguita in laboratorio.

La prova in soluzione di cloruro di sodio (B. III a) è da impiegarsi in prove di corrosione di contatto per quei metalli leggeri con bassa resistenza alla corrosione e nella prova di metalli con strati protettivi, per i quali non si è ancora esaminata l'azione speciale di un contenuto di acqua ossigenata.

La *prova rapida* (B III b) (*) viene vantaggiosamente impiegata per l'esame di leghe con normale ed elevata resistenza alla corrosione (Al-Mg, leghe di Al-Cu-Mg placcate).

La *prova combinata di immersione alternata e di agitazione* riproduce le condizioni in cui si trova il metallo leggero quando viene immerso alternativamente nell'acqua salsa e seccato all'aria.

Provette - Prelievo delle provette - Prova meccanico-tecnologica.

Fino a che non si abbiano sufficenti dati sperimentali è consigliabile sottoporre a prova, contemporaneamente al materiale in esame, un materiale dello stesso tipo a comportamento noto.

L'intensità dell'attacco viene in primo luogo determinata dalla diminuzione di resistenza alla trazione riferita alla sezione originale. (Prove di resistenza meccanica secondo i procedimenti di prove D.V.M. A 114 e secondo DIN 1605).

Per la valutazione possono eventualmente servire anche altri procedimenti di prova (p. es. prova di imbutitura secondo Erichsen, prova di piegatura ripetuta in sensi opposti, ecc.).

E' inoltre necessario conoscere il tipo di corrosione osservando le alterazioni della superficie (anche agli spigoli) e

(*) *Per materiali con strati protettivi non metallici non si hanno finora sufficenti dati sperimentali relativi alle prove rapide.*

i prodotti della corrosione (forma, colore, spessore) come pure eseguendo esami metallografici (v. DIN 4850).

Come forma normale di provetta si adopera per la prova di corrosione la barretta di prova del DVM A 114 con una testa allungata per poter ricavare materiale per la ricerca metallografica (fig. 1) oppure una barretta piana liscia, la cui larghezza corrisponde a quella della testa della barretta 2, che da questa viene ottenuta dopo la prova di corrosione (fig. 2).

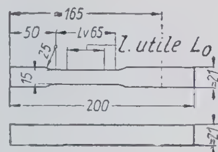


Fig. 1 - Provetta 2 del DVM con testa allungata.

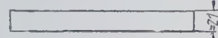


Fig. 2 - Provetta piana liscia.

La provetta 2 del DVM è da preferirsi quando il materiale da provare debba venir impiegato in piccole larghezze, p. es. come profilato, nastro sottile e simili, mentre la provetta piana liscia è consigliabile per maggiori larghezze. Lo spessore della lamiera (0,5 fino a 2 mm) deve venire scelto a seconda dell'impiego. Adoperando la barretta piana si deve osservare l'eventuale corrosione degli spigoli e descriverla nel rapporto sulla prova; eventualmente bisogna compiere una altra prova con la provetta proporzionale.

Le provette devono essere possibilmente parallele alla direzione di laminazione; diversamente va notato l'angolo risultante. Esse debbono venir ricavate qua e là sul materiale a disposizione e adoperate in modo che le irregolarità dei singoli punti del materiale vengano distribuite nei diversi metodi di prova alla corrosione. La posizione dei campioni deve venir fissata su uno schizzo. Per il resto vale relativamente alla preparazione dei campioni il procedimento di prova A 114 del DVM.

Lo spessore e la larghezza della provetta vengono misurati solo dopo la politura, ma prima della sgrassatura dei campioni. Per poter determinare con la maggior precisione possibile il decorso di tempo dell'attacco della corrosione, bisognerebbe eseguire una serie di prove di almeno 15 campioni e cioè di 3 per la determinazione delle proprietà allo stato della consegna e di 3 campioni ciascuno per la misura delle caratteristiche dopo 4 diversi periodi di corrosione.

I valori della resistenza meccanica e dell'allungamento od altri risultati devono venir raccolti in una tabella numerica oppure riportati in un diagramma in funzione della durata della prova. L'andamento della corrosione è indicato nel diagramma da una curva. Le tabelle numeriche ed il diagramma devono riportare tutti i singoli valori. Se si fanno sezioni metallografiche si deve indicare esattamente la loro posizione sul pezzo di prova (schizzo o fotografia). Bisogna indicare inoltre se la zona esaminata corrisponde allo stato generale del materiale.

ESECUZIONE DELLE PROVE.

Generalità.

Le provette devono venir pulite e sgrassate allo scopo di ottenere risultati confrontabili. Non vengono sgrassate solo quando si vuol determinare l'influsso di una ingrassatura sul comportamento alla corrosione (v. DIN 4850). Le provette devono venir fissate in modo che durante la prova di corrosione non si verifichino delle tensioni meccaniche. Una volta tolte dal recipiente di corrosione le provette devono venir lavate con acqua pura, seccate (al di sotto dei 50°C) e sottoposte ad una prova tecnologico-meccanica. Eseguendo l'esperienza in laboratorio è bene operare nello stesso giorno.

A - Prove naturali.

Poichè i risultati delle prove naturali dipendono dalle condizioni locali atmosferiche, dell'aria e dell'acqua, nel rapporto sulle prove si devono riportare le indicazioni sulle modalità di esecuzione, sui risultati delle esperienze e sugli eventuali altri elementi ambientali (p. es. vegetazione, pulviscolo, locali condizioni climatiche anormali ecc.).

Tutti i campioni di una serie di ricerche devono venir esposti contemporaneamente alla prova di corrosione per ottenere dei risultati confrontabili. Per ogni serie di prove si deve operare contemporaneamente su un materiale di confronto, di cui siano note le proprietà di resistenza alla corrosione, poichè le condizioni metereologiche anche per intervalli di tempo abbastanza lunghi non sono identiche.

I. - Prova di esposizione all'intemperie.

Le provette devono essere disposte in modo che la superficie sia esposta alla più energica irradiazione solare. A tale scopo esse devono venir orientate verso sud ed inclinate di 45° rispetto alla normale. Inoltre devono venir disposte almeno a 50 cm dal suolo in vicinanza del mare, protette dagli spruzzi di acqua salsa. Esse devono venir disposte in modo da essere sottoposte tutte quante agli stessi influssi climatici (irraggiamento solare, vento, ecc.). Bisogna evitare le corrosioni di contatto, il raccogliersi dell'acqua in singoli punti e che l'acqua gocciolante da una provetta vada a cadere su di un'altra.

II. - Prova di immersione alternata.

Le provette vengono sistemate opportunamente in telai di legno, in modo che l'acqua e l'aria possano circolare facilmente anche nei punti di fissaggio e che non si verifichi la possibilità di corrosioni per contatto od altre reciproche influenze. Le provette devono venir disposte verticalmente lungo una generatrice, i telai vengono sistemati e fissati tra il livello dell'alta e della bassa marea, in modo che con la bassa marea tutta l'acqua sgoccioli dalle provette. Là dove non si ha una marcata differenza di altezza del livello marino dovuta alla marea, le provette possono venir immerse alternativamente per periodi di 24 ore. La prova deve venir compiuta in modo da proteggere le provette dal ghiaccio e dalle ondate. Bisogna inoltre fare attenzione che l'esperienza non si svolga in acqua lurida od in acqua marina mescolata con acqua dolce.

III. - Prova di immersione in acqua marina.

Per l'esecuzione di questa prova vale quanto si è detto sotto A II, con la sola differenza che le provette si trovano costantemente sott'acqua. Le provette devono venir collocate circa 30-100 cm al disotto del più basso livello del mare.

B - Prove di laboratorio.

Le prove di laboratorio devono venir eseguite in generale alla temperatura ambiente di 20°C, escludendo l'irraggiamento solare diretto. Se si dovessero in casi speciali adoperare più elevate temperature, queste devono venir scelte di 10 in 10°. I tempi di prova devono venir calcolati in modo

che le provette maggiormente corrose presentino una diminuzione della resistenza meccanica e dell'allungamento di almeno il 50%.

I. - Prova in nebbia salina.

Le provette vengono sospese in uno spazio chiuso nel quale si spruzza una volta ogni ora per breve tempo, mediante aria compressa, una soluzione del 3% di sale marino (DAB 6) (*).

La polverizzazione deve essere così fine, che la nebbia deve mantenersi fino alla spruzzatura seguente. La quantità di soluzione spruzzata deve essere di 30 cm³ all'ora per m³ di volume della camera.

La soluzione deve essere adoperata soltanto una volta. L'aria compressa deve essere assolutamente esente da olio o acqua sudicia (separatore d'olio, eventualmente filtro di cotone o d'amianto).

Le provette devono venir sospese verticalmente a ganci di vetro, legacci verniciati o simili, in modo tale da non venir colpite direttamente dalla corrente nebbiosa e che la nebbia stessa possa arrivare ad esse con intensità costante. La distanza tra le singole provette deve perciò essere almeno della metà della loro larghezza. Le provette devono essere protette dal gocciolamento della soluzione o dei prodotti della corrosione di quelle sospese più in alto. Nella costruzione dell'apparecchio per prove di spruzzamento bisogna ricorrere ad un materiale resistente alla corrosione; i metalli devono essere possibilmente evitati. Il coperchio del recipiente deve essere inclinato di almeno 30° rispetto alla orizzontale, affinchè sui campioni non cadano grosse goccie. Lo scarico dell'aria deve essere applicato in un punto il più lontano possibile dall'ugello di spruzzamento. Nella valutazione delle superfici finite, bisogna tener presente che solo le superfici egualmente inclinate sono esposte alle stesse condizioni di attacco. E' perciò raccomandabile variare l'inclinazione delle provette dopo alcuni tempi di prova per bilanciare le irregolarità nell'attacco.

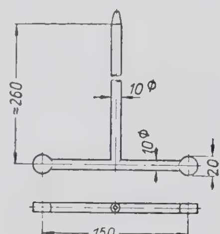


Fig. 3 - Agitatore.

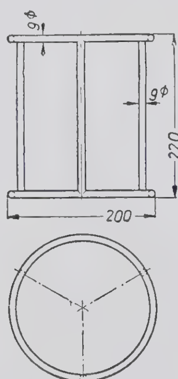


Fig. 4 - Gabbia per provette per la prova in soluzioni agitate.

II. - Prova di immersione alternata.

Le provette vengono ogni mezz'ora tuffate per breve tempo, massimo 5 minuti, in una soluzione al 3% di sale da cucina (DAB 6) in acqua distillata. Bisogna curare un buon sgocciolamento della soluzione quando si estraggono i pezzi. Le provette, affinchè secchino uniformemente, devono dopo l'estrazione riposare lungo una generatrice. Per 1 cm² di superfice dei campioni si debbono avere almeno 6 cm³ di soluzione. La soluzione salina deve venir rinnovata ogni 4 settimane, per leghe rapidamente corrodibili, altrimenti ogni 3 mesi. Le perdite per evaporazione vengono sopperite con aggiunte di acqua distillata.

Poichè la temperatura di essiccamento ha un grandissimo influsso sull'intensità dell'attacco è desiderabile un condizionamento della camera di prova per la corrosione. Si deve cercare di mantenere una temperatura di 20°C ed una umidità relativa del 70% (*).

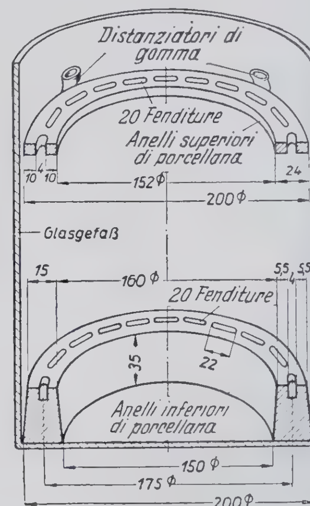


Fig. 5 - Recipiente di vetro con anelli di porcellana per la prova di agitazione.

Se queste condizioni non possono venir mantenute bisogna contemporaneamente sottoporre alla prova un materiale di confronto.

III. - Prova di agitazione.

Le provette vengono sottoposte alla prova in un recipiente cilindrico di vetro di circa 210 mm di diametro interno ed alto internamente 320 mm. Un agitatore si muove sul fondo del recipiente a 135 giri/min. Le provette devono venir sistemate in modo da trovarsi parallele alla direzione di corrente ed all'asse dell'agitatore, distanti almeno 10 mm dalla superfice del liquido e dalla parete del recipiente. La gabbia che porta le provette dovrebbe opporre al liquido circolante la minima resistenza e permettere che le provette, anche alle estremità, vengano completamente ed uniformemente lambite dal liquido (come in figg. 3 e 4) (**).

(*) *Farmacopea Germanica - 6 Ediz. L. v. Decker editore, V. Berlino SW 61).*

(*) *Se si ha a disposizione una serra si può ottenere questo stato climatico in estate, mediante buona ventilazione del locale dell'esperienza, d'inverno mediante normale riscaldamento.*

(**) *Particolarmente adatto allo scopo si è dimostrato l'impiego di anelli di porcellana secondo fig. 5. L'anello inferiore viene sistemato sul fondo del recipiente, mentre l'anello superiore viene mantenuto all'altezza delle teste superiori delle provette, che vengono infilate semplicemente, dall'alto, nelle fenditure fatte sugli anelli.*

Per 1 cm^2 di superficie di campione si debbono avere almeno 6 cm^3 di soluzione. Le perdite per evaporazione devono venir sopperite con acqua distillata.

a) *Prova di agitazione in soluzione salina al 3%.* Si esegue la prova con una soluzione di cloruro di sodio al 3% in acqua distillata (DAB 6). La soluzione viene rinnovata per metalli rapidamente corrodibili ogni 4 settimane, per metalli più resistenti a maggiori intervalli, in ogni caso però non oltre il trimestre.

b) *Prova di agitazione in soluzione di sal marino al 3%, con il 0,1% di acqua ossigenata (procedimento rapido).* — La soluzione salina al 3% contiene lo 0,1% di acqua ossigenata (cioè in 10 litri di soluzione 33,3 cm^3 di acqua ossigenata, dieci volte DAB 6 al 30%).

Il tenore in acqua ossigenata deve venir giornalmente determinato mediante titolazione con permanganato e riportato al tenore prestabilito (indicazioni e tabelle titolazione vedi tab. 1).

Dopo che si sono aggiunti in tutto più di 100 cm^3 di acqua ossigenata, tutta quanta la soluzione deve venir rinnovata. La perdita di soluzione deve venir sopperita con soluzione di cloruro sodico al 3%.

Nel procedimento rapido bisogna badare che il materiale del recipiente, dell'agitatore e della gabbia per le provette non provochi la decomposizione dell'acqua ossigenata (si consigliano il vetro, la porcellana vetrosa, la bachelite pura, ecc.).

IV. - Prova combinata di immersione alternata e agitazione.

Le condizioni sperimentali sono le stesse che con la semplice prova di agitazione III., con la sola differenza che mediante un dispositivo supplementare la provetta viene esposta alternativamente ogni 15 minuti alla soluzione ed all'aria.

Nella camera di prova bisogna ottenere temperatura ed umidità possibilmente costanti (cfr. prova di immersione alternata II). Come temperatura sperimentale si sceglie, a ragion veduta, 30°C. Questa temperatura relativamente elevata è facilmente ottenibile sia in estate che in inverno e favorisce un attacco alquanto più rapido che non a 20°C.

L'apparecchiatura consta di:

1) recipiente di vetro per la soluzione di salmarino,
2) un dispositivo di agitazione,
3) un dispositivo di immersione per immergere e tirare fuori i campioni, costituito da un telaio adatto al numero dei bicchieri.

} come nella prova di agitazione III.

L'immersione e l'emersione possono venir effettuate p. es. elettricamente; il motore può venire inserito o disinserito mediante comando elettrico o mediante camma. Le provette vengono tenute da corone di materiale isolante, fissate al telaio, che vengono a trovarsi, quando il telaio è nella posizione più bassa, di pochissimo al disopra del pelo dell'acqua, cosicchè le teste superiori dei campioni non vengono bagnate.

4) un termostato, per es. una cassa di lamiera a parete doppia, riempita d'acqua e riscaldata elettricamente, dove si mettono più recipienti di vetro. Un termoregolatore provvede alla costanza della temperatura.

Tabella 1. — PROVA RAPIDA DELLA SOLUZIONE. - Tabella per la preparazione della soluzione con un tenore del 0,1 % di acqua ossigenata. 20 cm^3 di soluzione vengono addizionati di 10 cm^3 di H_2SO_4 (10 %) e titolati con $\frac{n}{10}$ $KMnO_4$ fino a debole colorazione rosa. Nella tabella il numero che sta accanto all'eventuale consumo di $KMnO_4$ indica quanti cm^3 di H_2O_2 (30 %) devono venir aggiunti per raggiungere in 10 litri di soluzione un tenore del 0,1 % di H_2O_2.

$KMnO_4$	H_2O_2	$KMnO_4$	H_2O_2	$KMnO_4$	H_2O_2	$KMnO_4$	H_2O_2	$KMnO_4$	H_2O_2	$KMnO_4$	H_2O_2
0.0	33.3	2.0	27.6	4.0	22.0	6.0	16.3	8.0	10.7	10.0	4.9
0.1	33.0	2.1	27.4	4.1	21.7	6.1	16.0	8.1	10.4	10.1	4.7
0.2	32.7	2.2	27.1	4.2	21.4	6.2	15.7	8.2	10.1	10.2	4.4
0.3	32.4	2.3	26.8	4.3	21.1	6.3	15.5	8.3	9.8	10.3	4.1
0.4	32.1	2.4	26.5	4.4	20.8	6.4	15.2	8.4	9·5	10.4	3.8
0.5	31.9	2.5	26.2	4.5	20.6	6.5	14.9	8.5	9.2	10.5	3.5
0.6	31.6	2.6	25.9	4.6	20.3	6.6	14.6	8.6	9.0	10.6	3.2
0.7	31.3	2.7	25.6	4.7	20.0	6.7	14.3	8.7	8.7	10.7	3.0
0.8	31.0	2.8	25.4	4.8	19.7	6.8	14.0	8.8	8.4	10.8	2.7
0.9	30.7	2.9	25.1	4.9	19.4	6.9	13.8	8.9	8.1	10.9	2.4
1.0	30.4	3.0	24.8	5.0	19.1	7.0	13.5	9.0	7.8	11.0	2.1
1.1	30.2	3.1	24.5	5.1	18.9	7.1	13.2	9.1	7.5	11.1	1.8
1.2	29.9	3.2	24.2	5.2	18.6	7.2	12.9	9.2	7.2	11.2	1.5
1.3	29.6	3.3	24.0	5.3	18.3	7.3	12.6	9.3	7.0	11.3	1.2
1.4	29.3	3.4	23.7	5.4	18.0	7.4	12.4	9.4	6.7	11.4	1.0
1.5	29.0	3.5	23.4	5.5	17.7	7.5	12.1	9.5	6.4	11.5	1.7
1.6	28.8	3.6	23.1	5.6	17.4	7.6	11.8	9.6	6.1	11.6	0.4
1.7	28.5	3.7	22.8	5.7	17.2	7.7	11.5	9.7	5.8	11.7	0.1
1.8	28.2	3.8	22.5	5.8	16.9	7.8	11.2	9.8	5.5	11.8	0.0
1.9	27.9	3.9	22·3	5.9	16.6	7.9	11.0	9.9	5.2		

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

RIASSUNTI

II. - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE

c) Strutturali (metallografiche)

M. L. V. GAYLER - **Alcune caratteristiche delle leghe rame-alluminio preparate con alluminio di elevata purezza** «J. Inst. of Metals» LXIII (1938), advance copy 807.

La produzione di alluminio di elevata purezza, quale quello di Hoopes a titolo 99,96%, ha aperto una nuova epoca nella fabbricazione delle sue leghe.

Adoperando alluminio di tale qualità, l'A. ha potuto mettere in evidenza il notevole invecchiamento delle leghe tipo Duralluminio alla temperatura normale: la durezza Brinell di una lega al 4% di rame raggiunge infatti il valore massimo di 75-80 unità in sole 24 ore.

Ciononostante vennero però notate alcune irregolarità nelle misure di durezza di una lega contenente soltanto 4% di Cu a causa forse di una segregazione di rame che rese infatti molto difficile lo studio röntgenografico della lega.

Alcuni, come Kempf e Dean sostengono che ciò debba invece essere attribuito alla diversa grandezza dei cristalli dato che le irregolarità sono più accentuate quando essi sono molto grossi ed allorchè viene adoperata per la misura Brinell una sfera di piccolo diametro o un carico molto basso.

Recentemente, essendosi riuscito ad ottenere, mediante una modifica al processo Hoopes, alluminio di titolo 99,99%, è stato possibile verificare che anche con l'uso di esso si hanno gli stessi anormali risultati per cui è da credere che tali irregolarità sono da attribuirsi alla qualità dell'alluminio usato. I vari tipi d'alluminio adoperati nella presente ricerca sono designati con i seguenti simboli: AlSP - alluminio super-puro 99,99%; AlH - alluminio di Hoopes 99,96%; Alc - alluminio commerciale 99,6%.

La lega al 4% di rame fu preparata con AlSP e colata da 750°C in una conchiglia rettangolare di sezione 1 × ¾ pollici preriscaldata a 150°. Il getto fu ricotto per 4 ore a 450° forgiato ad uno spessore di 5/6 pl. e indi laminato fino ad 1 mm di spessore. Molte precauzioni furono prese per evitare di contaminare le superfici durante la forgiatura e la laminazione. I campioni vennero tagliati da questa lamiera e, ricotti per 1 o 2 ore a 500°, temprati in acqua fredda: i risultati sono riportati nella tabella I ove ogni misura Brinell è la media di tre impronte eseguite sul campione.

TABELLA I.

Tempo d'invecchiamento a temperatura normale	Durezza Brinell (1/10/30)							
	Trattamento termico							
	1 ora a 500° C					2 ore a 500° C		
	1.	2.	3.	4.	5.	6.	7.	8.
Alla tempra .	56	51	51	49	49	59	60	61
2 ore	..	..	..	..	..	75	..	..
3 ,, ...	73	..	..	..	..	..	..	..
4 ,, ...	..	..	..	..	..	79	..	..
1 giorno . . .	82	68	53	75	67	89	70.	63
2 giorni . . .	..	65	..	..	..	..	..	..
3 ,, . . .	..	..	..	77	66	..	69	59
5 ,, . . .	.	..	50	67	66	..	79	61
6 ,, . . .	83	..	..	..	..	88	..	..
12 ,, . . .	..	..	..	73	66	..	..	..
23 ,, . . .	..	57	..	..	..	..	..	..
30 ,, . . .	89	..	..	..	..	..	..	..

I valori della durezza ottenuti in un invecchiamento a temperatura normale sono molto discordi fra loro pur avendo prelevato i campioni dalla medesima lamiera: alcuni di essi sono più elevati (col. 1 e 6) dei valori ottenuti precedentemente sulle stesse leghe preparate con AlH, altri (col. 2, 3, 5 e 8) non svelano inizio d'invecchiamento ed altri ancora (col. 4 e 7) sono notevolmente variabili. La stessa lega venne anche trattata per 20 ore a 500° e indi temprata in acqua; le durezze Brinell dopo tale trattamento sono riportate nella tab. 2.

Queste variazioni, che si notano meno quando venga adoperato AlH, sono solo parzialmente dovute alla diversa grandezza dei cristalli. Vennero in seguito preparati altri tre campioni di AlSP onde accertare se piccole differenze di impurità avessero tali influenze sui valori delle durezze.

TABELLA N. 2.

Tempo d'invecchiamento a temperatura normale	Durezza Brinell (2/40/30)			
	1.	2.	3.	4.
Alla tempra . . .	61	63	62	58
				4 ore
6 ore	60	68	65	60
1 giorno	59	65	65	62
				5 giorni
4 giorni	62	68	68	63
				8 giorni
18 ,, ...	62	..	..	62
48 ,, ...	..	..	62	..
68 ,, ...	..	..	66	..

Le analisi di detti campioni sono riportati nella tab. 3; l'analisi spettrografica escluse la presenza di piombo, argento, arsenico, bismuto, cadmio, gallio, mercurio, manganese, silicio, stagno, bario, zinco e titanio; piccole tracce di rame, magnesio e ferro furono trovate in tutti e tre.

Le leghe al 4% di Cu, preparate in conchiglie rettangolari con ciascuno dei tre tipi d'alluminio, furono forgiate e ricotte per 4 ore a 450°C e indi laminate fino allo spessore di 5/16 pl. Le barrette così ricavate furono mantenute per 20 ore a 500°, temprate in acqua fredda e lasciate invecchiare a temperatura ambiente.

TABELLA 3.

Analisi chimica dell'alluminio di origine francese	
1. Campione "G,,	Solo tracce di ferro
2. Campione "K,,	Ferro 0.001 % Silicio 0.005 % Rame 0.001 % Titanio tracce Alluminio 99.993 % (per differenza)
3. Campione "L,,	Ferro 0.0007 % Silicio 0.0023 % Rame 0.0009 % Alluminio 99.966 % (per differenza)

I valori delle durezze sono riportati nella tab. 4 da cui si vede che si ebbe appena un percettibile invecchiamento. Per verificare se queste leghe invecchiassero a temperatura più elevata, dopo un trattamento simile al precedente furono mantenute fino a 4 giorni alla temperatura di 200°C.

TABELLA 4.

Tempo d'invecchiamento a temper. normale	Durezza Brinell (2/40/30)		
	Al "G,,	Al "K,,	Al "L,,
Alla tempra	61	60	60
6 ore	65	64	65
1 giorno	64	58	63
4 giorni	66	65	67

I valori medi di queste prove sono raccolti nella tab. 5; si vede da essa che tali leghe possono invecchiare a 200° sebbene in grado minore di quelle preparate con AlH per le quali si ottenne un valore massimo di 100 Brinell.

L'esame micrografico mostrò ciononostante l'esistenza di una leggera segregazione di piccole particelle di $CuAl_2$ che, come è evidente, non andarono mai in soluzione.

Speciali cure furono perciò rivolte nella lavorazione meccanica delle leghe essendo stati tutti gli altri fattori rigorosamente controllati.

TABELLA 5.

Tempo d'invecchiamento a 200° C.	Durezza Brinell (2/40/30)		
	Al "G,,	Al "K,,	Al "L,,
1/2 ora	57	56	55
1 ,, ...	59	69	59
2 ore	64	71	72
4 ,, ...	85	90	84
6 ,, ...	82	86	88
10 ,, ...	84	88	87
14 ,, ...	86	85	85
54 ,, ...	79	80	75
4 giorni	79	83	75

Da queste prime esperienze si vede chiaramente che l'estrema purezza dell'alluminio è la causa dell'assenza o della irregolarità d'invecchiamento a temperatura ambiente delle leghe in oggetto e dall'esame micrografico si pensò che questo fatto fosse dovuto alla incompleta soluzione del composto $CuAl_2$ durante il trattamento termico. Per verificare tale ipotesi furono eseguite alcune esperienze: anzitutto fu fusa in un forno elettrico una certa quantità di AlSP alla quale fu aggiunto il rame elettrolitico nelle proporzioni richieste.

TABELLA 6.

Rame %	Raffreddamento in °C per secondo			
	3° C.		7 °C.	
	Temperatura del liquidus °C.	Temperatura eutettica °C.	Temperatura del liquidus °C.	Temperatura eutettica °C.
4	646	545	635	545
10	630	547	629	543
20	593	547	594	544
32	...	547	...	547
40	563	545	563	245

La lega così formata fu colata da 750°C in una conchiglia di acciaio rettangolare di 1 × ¾ pl. di sezione o in una circolare di 1 pollice di diametro preriscaldata a 150-200°. Le figg. 1 e 2 mostrano la microstruttura delle barrette da 1 pl.; in esse non si trova alcuna apprezzabile differenza fra questa struttura e quella relativa ad una lega preparata con AlH. E' interessante paragonare queste strutture con quelle di una lega preparata, nelle stesse condizioni, con Alc (figg. 3 e 4).

TABELLA 7.

Tempo d'invecchiamento a temperatura normale	Durezza Brinell (2/40/40)	
	Tempra da 500° C.	
	Dopo 2 ore	Dopo 20 ore
Alla tempra	58	59
2 ore	60	63
3½ ,, ...	65	64
1 giorno	66	65
5 giorni	67	66
8 ,, ...	69	69

La grande dimensione dei cristalli e la corrispondente fine microstruttura della lega pura dimostrano che essa è in uno stato di sottoraffreddamento. L'estrema finezza dell'eutettico e i globuli di $CuAl_2$ (colorati in nero) della fig. 2 sono caratteristiche di un liquido sottoraffreddato.

Una simile struttura si ottiene in una lega commerciale al 7% di rame se colata da 950° ed anche nelle leghe ad alto tenore di rame come in quella al 40% di Cu di elevata purezza la cui struttura è mostrata nelle figg. 5 e 6. La stessa preparata con Alc ed attaccata con nitrato ferrico è mostrata nelle figg. 7 e 8 nelle quali il $CuAl_2$ si presenta di colore nero.

La diversa struttura delle due leghe è molto notevole: in quella molto pura le dendriti primarie di $CuAl_2$ hanno perduta la loro caratteristica forma romboidale visibile in fig. 7 mentre l'eutettico è di una estrema finezza e di forma decisamente « perlitica ».

Da ciò deriva che la cristallizzazione della lega pura ha avuto luogo lungo curve di soprasaturazione; per verificare questa ipotesi furono eseguite alcune analisi termiche delle leghe a diversi gradi di raffreddamento.

Le leghe pure contenenti rispettivamente 4, 10, 20, 32 e 40% di rame furono fuse in cilindretti di rame di 1 pollice di diame-

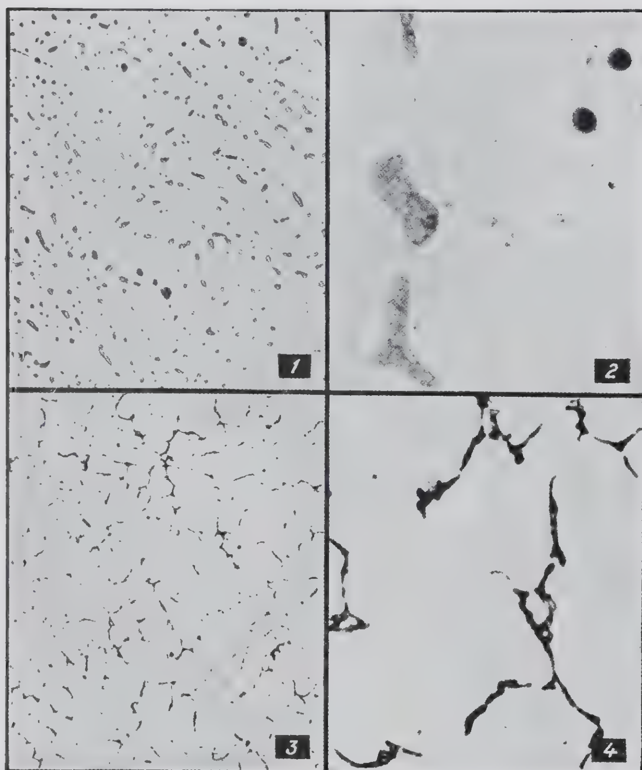


Fig. 1 - 4% Cu, senza attacco. × 100.
Fig. 2 - La stessa, attaccata con nitrato ferrico al 10% × 1000.
Fig. 3 - 4% Cu, fatta con Al_c - attacco 10% nitrato ferrico. × 150.
Fig. 4 - La stessa. × 1000.

tro alti 1,25 pl. e d'uno spessore non superiore a 1/64 di pollice. Questi crogiuoli vennero rivestiti di Purimachos per evitare che le leghe fuse si attaccassero ad essi.

Gli estremi della termocoppia al platino-platino rodio, ricoperti da un tubo d'allumina, furono immersi a 2/3 del bagno che venne raffreddato una volta a 3° e un'altra a 7°C per secondo. I dati relativi sono riportati nella tab. 6.

Concordemente ai risultati di Dix e Richardson la temperatura eutettica di leghe molto pure al rame-alluminio è di 548°C. I valori trovati indicano che entro i limiti degli errori sperimentali la temperatura di solidificazione di queste leghe non può essersi abbassata. Questo fatto è di notevole importanza dato che, a parità di condizioni, le leghe preparate con Alc possono esser fatte solidificare lungo curve di ipersolubilità poste a 10° circa dalle curve normali di solubilità.

Dalle piccolissime dimensioni del costituente $CuAl_2$ nella lega pura al 4% di Cu c'era da aspettarsi una più rapida solubi-

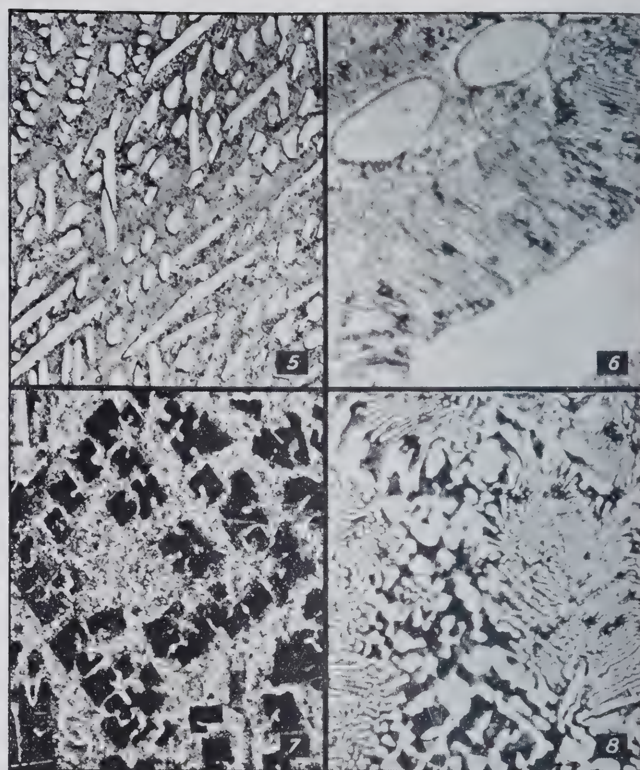


Fig. 5 - 40% Cu, senza attacco. × 150
Fig. 6 - La stessa. × 1500.
Fig. 7 - 40% Cu, fatta con Al_c - Attacco 10% nitrato ferrico. × 150.
Fig. 8 - La stessa. × 750.

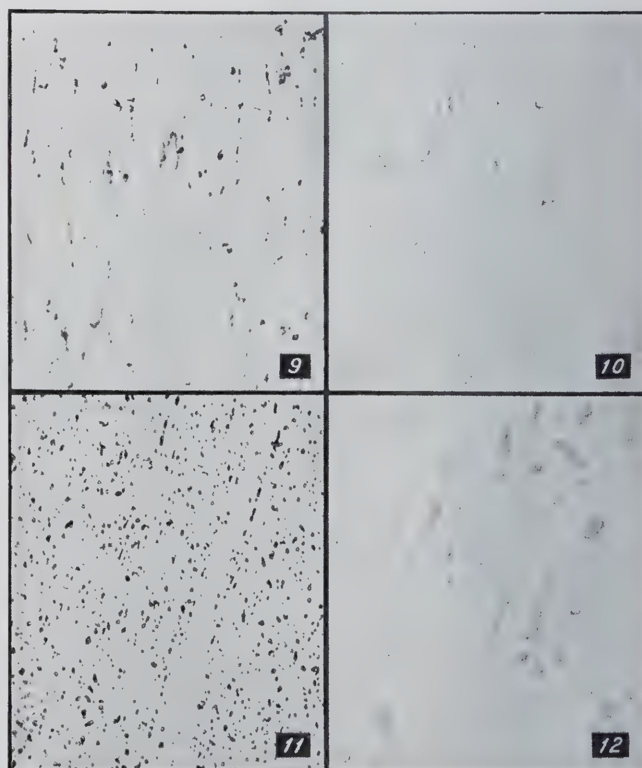


Fig. 9 - 4% Cu, pressata a 500°C - Attacco 10% nitrato ferrico. × 205.
Fig. 10 - La stessa ricotta 20 ore a 500°C. - Senza attacco. × 250.
Fig. 11 - 4% Cu, forgiata a freddo - Senza attacco. × 100.
Fig. 12 - La stessa. × 600.

lizzazione del $CuAl_2$ dopo la lavorazione meccanica che si pratica nella lega commerciale.

Ciononostante, le esperienze che seguono, hanno dimostrato il contrario.

Fu adoperato per primo il consueto procedimento di forgiatura e di trattamento termico praticato per il Duralluminio: ricottura delle barrette da 1 pl. per 4 ore a 450° prima della forgiatura e ricottura di 2 ore (o 20) a 500° con successiva tempra in acqua, dopo forgiatura fino a 3/16 di pollice.

TABELLA 8.

Tempo d'invecchiamento a temperatura normale	Durezza Brinell (2/40/30)	
	Laminata	Laminata e forgiata
Alla tempra	55	58
1 giorno	58	70
8 giorni	57	77
39 „	56	..
48 „	..	83

Tale trattamento applicato alla lega molto pura non produsse a temperatura ambiente alcun invecchiamento o, se vi fu, fu di lieve entità e molto irregolare. (V. tab. 1, 2 e 4). Le micrografie di questa lega forgiata a caldo sono simili a quelle riprodotte nelle figg. 9 e 10: il $CuAl_2$ si presenta finemente suddiviso in particelle tondeggianti e solo dopo 20 ore a 400° furono trovate piccole zone di segregazione.

TABELLA 9.

Tempo d'invecchiamento a temperatura normale	Durezza Brinell (2/40/30) Riduzione %				
	60.	70.	75.	80.	90.
Alla tempra . . .	66	62	63	64	64
4 ore	66	78	69	77	70
1 giorno	72	79	77	77	76
2 giorni	74	81	83	75	79
4 „	75	81	76	74	82
8 „	79	83	77	72	83

Anche la pressatura a caldo diede il medesimo risultato; l'invecchiamento a temperatura ambiente fu appena percettibile (v. tab. 7) e le micrografie delle leghe sottoposte a tale trattamento sono riportate nelle figg. 9 e 10.

Furono inoltre studiate due barrette di cui una semplicemente laminata e l'altra sottoposta a forgiatura dopo laminazione: la tab. 8 fornisce i risultati relativi a queste barre temprate da

TABELLA 10.

Tempo d'invecchiamento a temper. normale	Durezza Brinell (2/40/30) Trattamento di solubilizzazione			
	20 ore a 520° C.		20 ore a 500° C.	
	1.	2.	1.	2.
Alla tempra . .	73	69	65	67
3 ore . . .	86	84	75	78
4 „ . . .	92	86	78	83
1 giorno . .	94	92	86	86
2 giorni . . .	95	94	89	89
4 „ . . .	101	95	92	91
8 „ . . .	102	101	94	92

500° e invecchiate a temperatura normale. Il lieve indurimento di quella laminata e forgiata fece pensare che probabilmente il grado di lavorazione avesse un giuoco importante sul fenomeno; ma alcune esperienze condotte in seguito per la verifica di tale ipotesi mostrarono che influisce più il metodo che il grado di lavorazione delle leghe.

I risultati di tali prove eseguite su dei campioni laminati con diverso grado di riduzione sono raccolti nella tab. 9.

Risultati più soddisfacenti si ebbero forgiando alternativamente le facce di una barretta quadra da 1 poll. fino a ridurne la sezione ad ¼ di poll. quadrato: portata la barretta a 1/10 di poll. di spessore mediante laminazione a freddo, i campioni da essa prelevati vennero ricotti per 20 ore a 500° o a 520°, temprati in acqua e lasciati maturare. I valori medi delle durezze sono riportati nella tab. 10; paragonando questi valori con quelli delle tab. 8 e 9 si vede che essi, a parità di tempo, sono più elevati e che una temperatura di solubilizzazione quale quella di 520°C ha favorito l'innalzamento di durezza.

TABELLA 11.

Tempo d'invecchiamento a temperatura normale	Leghe temprate dopo 2 ore da 500° C. Leghe 4% di Cu contenuti in %				
	Fe, 0.03	Fe, 0.06	Si, 0.1	Fe, 0.1 Si, 0.1	Fe, 0.3 Si, 0.24
Alla tempra . . .	56	58	57	59	61
1½ ore	59	61	57	59	64
					4 ore
3 „	61	59	59	59	64
1 giorno	67	61	61	62	64
					4 giorni
5 giorni	67	58	61	62	62
8 „	..	..	..	63	65
7 settimane . . .	..	..	58	..	..

Durante il corso della ricerca fu anche studiata l'influenza di piccole aggiunte di ferro e di silicio nella lega al 4% di Cu e venne notato come anche in questo caso si ottenessero gli stessi anormali risultati originati sempre dalla purezza dell'alluminio adoperato.

Le tab. 11 e 12 dànno rispettivamente la composizione e i valori della durezza di alcune di queste leghe quaternarie fatte con AlSp. I risultati ottenuti sono di notevole importanza: mentre infatti si sapeva che aggiunte di ferro impedissero la maturazione di una lega al rame, lo stesso non poteva dirsi per il silicio che, come si vede, anche nelle proporzioni del 0,1% inibisce l'invecchiamento a temperatura normale.

TABELLA 12.

Tempo d'invecchiamento a temperatura normale	Leghe temprate dopo 24 ore da 500° C. Leghe al 4% di Cu contenuti in %				
	Fe, 0.06	Fe, 0.1 Si, 0.1	Fe, 0.3 Si, 0.1	Si, 0.24	Fe, 0.3* Si, 0.24
Alla tempra . . .	58	59	..	..	61
2 ore	64	57	56	57	62
1 giorno	58	58	55	58	66
5 giorni	60	57	57	57	..
8 „	..	..	..	..	65

* 20 ore a 500° C.

Questo fatto mostra che le impurezze aggiunte non riportano le proprietà della lega molto pura a quelle caratteristiche di una lega fatta con Alc avente la stessa composizione. Vale a dire che l'aggiunta di piccole quantità di ferro e silicio non ha alcuna influenza sulle caratteristiche di una lega al rame preparata con AlSp.

Fu ancora osservato che durante la laminazione a freddo di barrette di Alc e AlSp mentre le prime innalzano la loro temperatura nelle seconde non si nota alcuna apprezzabile variazione.

Questo viene spiegato dall'A. dal fatto che le particelle dure di $CuAl_2$ non sono apprezzabilmente deformate nella lega molto pura, dato che l'alluminio può scorrere molto facilmente intorno ad essi; la rapida autoricottura dell'alluminio che avviene

durante la laminazione riduce ancora l'incrudimento di esso e conseguentemente anche la possibilità di deformare le particelle di $CuAl_2$.

L'A. ha completato la sua ricerca con uno studio macrografiso delle leghe, preparate con i tre tipi d'alluminio, nelle diverse condizioni di trattamento termico e di lavorazione meccanica.

Essenzialmente s'è visto che a parità di tempo di ricottura e di temperatura, la lega con AlsP ha cristalli più grossi di quelli relativi alla stessa preparata con Alc e che una quantità di 0,1% di ferro riduce ancora i cristalli mentre invece non ha influenza in questo senso un contenuto di 0,2% di silicio.

P. F.

III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE

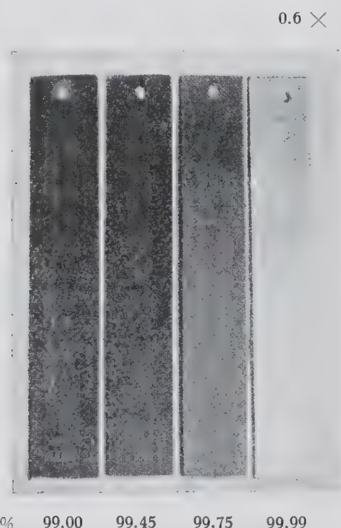
a) Ricerche sulla corrosione

J. F. e W. Geller - **Sulla colorazione nera dell'alluminio con l'acqua calda di conduttura** - « Zeitschrift f. Metallkunde» XXX, pp. 192-195 (1938).

E' noto che alcune qualità di acqua di conduttura anneriscono dopo qualche tempo i recipienti di alluminio in cui sono fatte bollire. Quando la superficie del metallo è ben liscia, questo annerimento incomincia con una irridescenza, che va scomparendo allorchè la superficie metallica si colora in nero. La colorazione scura dell'alluminio puro, causata dall'acqua di conduttura calda, comincia all'incirca verso i 70-80°. Nella fig. 1 è riprodotta la colorazione bruna di alcune striscie di alluminio di diverso titolo, dopo dieci ore di ebollizione nell'acqua di conduttura della « Lautawerche » (valore di PH = ca. 8,5, durezza < 5 DH), e cioè alluminio puro al 99,0; 99,45; 99,75 e 99,99%. Mentre fra i tre primi campioni non esiste una gran differenza nell'intensità di annerimento, l'alluminio al 99,99% ha conservato il suo colore metallico originale.

Sulla colorazione scura e sulla sua origine esistono diversi punti di vista. Venne ritenuto fra l'altro che la colorazione nera

0.6 ×



Al % 99.00 99.45 99.75 99.99

Fig. 1 - Colorazione scura di lamiere di alluminio di differenti gradi di purezza, dopo 10 ore di bollitura nell'acqua di conduttura.

provenisse dal ferro contenuto nell'acqua. Questa spiegazione non regge, perchè acque di conduttura completamente esenti da ferro producono gli stessi inconvenienti. L'annerimento viene ascritto da J. Czochralski e M. Bosshard alle azioni reciproche che si svolgono fra alluminio e alluminiuro di ferro-silicio. Questa tesi si appoggia apparentemente sul comportamento dell'alluminio al 99,99% in acqua bollente, che non è soggetto ad alcuna colorazione scura. Però come viene mostrato in appresso, si può, rinforzando i fattori che favoriscono l'azione dell'acqua di conduttura sull'alluminio, colorare in nero scuro, in breve tempo e alla temperatura ambiente, anche l'alluminio al 99,99%.

Neppure i seguenti risultati di microesami su provini di fusione, ricchi di ferro e di silicio, possono essere associati colla spiegazione della colorazione nera mediante la separazione elettrolitica del ferro. Un provino micrografico di fusione, col 5% circa di ferro e il 0,5% di silicio, venne fatto bollire due ore in acqua di conduttura. Con questa bollitura gli aghi della combinazione $FeAl_3$ riconoscibili nella struttura riprodotta si sono debolmente oscuriti (fig. 2). Dopo 10 ore di bollitura, la colorazione scura è aumentata, mentre la massa di fondo è rimasta chiara (fig. 3). Lo stesso esperimento venne fatto con un provino

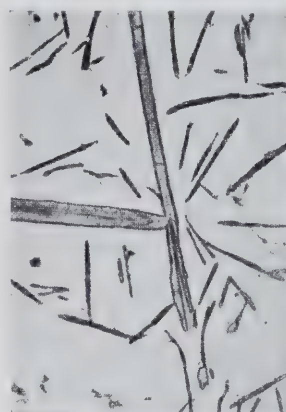


Fig. 2 - Dopo 2 ore di bollitura (in acqua di conduttura).

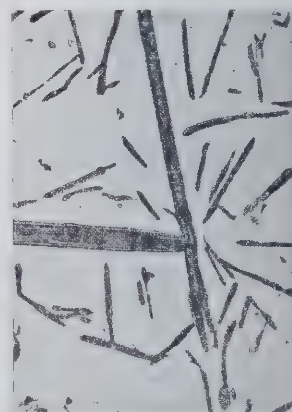


Fig. 3 - Dopo 10 ore di bollitura (in acqua di conduttura).

Figg. 2 e 3 - Struttura di un campione di fusione col 5% di Fe e il 0,5% di Si.

di fusione col 4% ca. di silicio e 0,5% di ferro (figg. 4 e 5). Dopo 10 ore di bollitura gli aghi di silicio erano ancora chiari, mentre la massa di fondo erasi fortemente annerita.

Contro l'addotta spiegazione della colorazione nera, è da notare l'azione protettiva dello strato nero contro la corrosione, dimostrata nel seguente modo.

2 campioni di un foglio dello spessore di mm 0,1 (alluminio

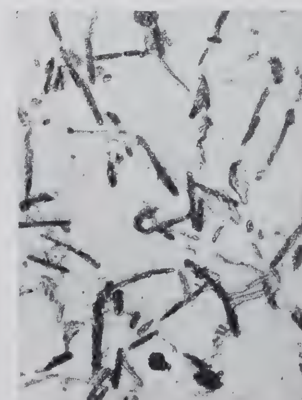


Fig. 4 - Dopo 2 ore di bollitura (in acqua di conduttura).

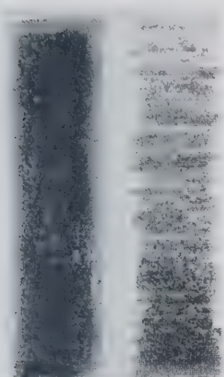


Fig. 5 - Dopo 10 ore di bollitura (in acqua di conduttura).

Figg. 4 e 5 - Struttura di un campione di fusione col 4% di Si e il 0,5% di Fe.

al 99,5% semiduro) vennero immersi per 24 ore, alla temperatura ambiente, in una soluzione di soda caustica al 0,1% con 10 cm³ di acqua ossigenata al 30% per ogni litro; uno dei due provini era lucido di laminazione, l'altro era colorato in nero, in seguito a cottura nell'acqua di conduttura. Come viene mostrato dalla figura 6, il foglio colorato in nero dalla bollitura si

0.7 ×



nero lucido di laminaz.

Fig. 6 - Azione protettiva dello strato colorato scuro contro la corrosione di laminazione.

dimostrò più resistente alla corrosione, del foglio che non aveva subìto alcun trattamento preliminare.

La spiegazione del cambiamento di colore, causato da precipitati elettrolitici, non pare regga in base ai risultati di questi esperimenti.

Venne riconosciuto che, accanto all'alcalinità, la cui influenza già fu sospettata da J. Czochralski, anche il contenuto d'ossigeno nell'acqua ha un'influenza decisiva sulla colorazione scura, e che, aggiungendo alle soluzioni alcaline acqua ossigenata,



Fig. 7
Colorazione nera dell'alluminio al 99,99% in soluzione di soda caustica con aggiunte di H_2O.

può verificarsi una mezza colorazione nera anche con l'alluminio più puro.

L'influenza dell'alcalinità e del contenuto d'ossigeno sul mutamento di colore dell'alluminio al 99,99% venne esperimentata in soluzioni col 0,001 fino al 0,1% di soda caustica con aggiunte variabili da 1 fino a 100 cm³ di acqua ossigenata al 30% in una soluzione di 1 litro.

Per ogni esperimento venne esposto un provino di lamiera della superficie di 3330 mm² per 24 ore, alla temperatura ambiente, in una soluzione di 1 litro.

Questi esperimenti dimostrarono che per le soluzioni, a parità di contenuto di acqua ossigenata, è necessaria una determinata alea onde ottenere una colorazione nera uniforme. Nella fig. 7 sono riprodotte tre serie di esperimenti con aggiunte di acqua ossigenata di 3, 20 e 40 cm³ e tenori di soda caustica di 0,005 fino al 0,1%. Si riconosce che l'alcalinità, con l'aumentare dell'acqua ossigenata presente, deve essere maggiore per ottenere un maggior annerimento. Con meno di 3 cm³ di H_2O_2 e con più di 70 cm³ di H_2O_2 non venne ottenuto più nessun annerimento entro i limiti dell'alcalinità esperimentata. Gli strati colorati in scuro aderiscono molto saldamente ed hanno una lucentezza metallica, irridescente.

Con alluminio del titolo 99,5 e 99,8 si ottennero analoghi risultati. Il colore ottenuto non era però nero, bensì bruno scuro.

Gli esperimenti conducono alla conclusione che occorre un tenore minimo di acqua ossigenata e un determinato grado di alcalinità, per poter ottenere l'annerimento più forte.

Con una lamiera di prova in alluminio al 99,99% in una soluzione di 1 litro di soda caustica al 0,05% con 10 cm³ di H_2O_2, si fecero le seguenti osservazioni.

In principio la lamiera rimase chiara, in seguito incominciò a colorarsi in scuro, evidentemente in conseguenza della diminuita alcalinità della soluzione dovuta alla formazione di alluminato. Dopo 3-4 giorni la lamiera diventò chiara nuovamente,

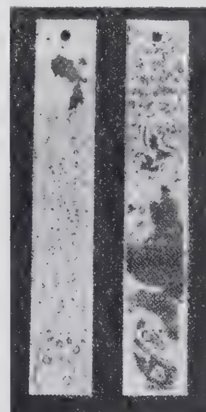


Fig. 8.

mentre la soluzione si intorpidiva assumendo un colore opale. L'alluminato di sodio si era scisso idroliticamente in idrossido di alluminio e soluzione di soda caustica libera, che aveva nuovamente intaccato la lamiera. Questo procedimento periodico si arresta, non appena si è formato uno strato più spesso di idrossido di alluminio sulla superficie metallica. Questa osservazione conferma che l'annerimento dipende da un'azione caustica. La fig. 8 rappresenta due striscie di alluminio al 99,99%, sospese per 14 giorni alla temperatura ambiente in soluzione di soda caustica.

L'idrossido di alluminio separatosi ha ricoperto la superficie della lamiera con uno strato denso e tenacemente aderente. Sotto questo strato, che in certi punti è stato tolto, la superficie metallica mostra una colorazione scura. Come negli esperimenti sopra descritti, la colorazione scura uniforme è stata osservata nelle soluzioni alcaline soltanto con l'aggiunta di acqua ossigenata, il che fa ritenere che nella corrosione dell'alluminio nell'acqua si formi acqua ossigenata, che rimane imprigionata dallo strato di idrossido di alluminio.

Gli ulteriori esperimenti sono stati eseguiti nell'acqua di conduttura (valore PH = ca. 8,5; durezza < 5 DH) al fine di chiarire le influenze della colorazione scura.

Mentre la colorazione nera dell'alluminio puro normale, non comincia nell'acqua di conduttura, che da 70-80°, con un'aggiunta di solo 1 cm³ di H_2O_2 in 1 litro si ottiene già a 50° una colorazione scura su tutti gli allumini, anche i più puri.

Gli esperimenti con lamiere in alluminio al 99,5% dettero il seguente risultato: dopo parecchie settimane di bollitura, con

sostituzione dell'acqua evaporata con acqua fresca di conduttura, la colorazione nera scomparì e la superficie apparve di una lucentezza opaca. Tale causticazione deve essere ascritta all'aumentata alcalinità dell'acqua. Nei casi in cui fu evitata tale concentrazione facendo bollire l'acqua nel refrigerante a ricadere la superficie della lamiera diventò periodicamente chiara e scura, fenomeno che deve essere ascritto al fatto che l'alluminio passato inizialmente in soluzione in forma di alluminato si scompone dopo qualche tempo formando dell'idrossido di alluminio e dell'idrossido alcalino, analogamente all'esperimento dianzi accennato con l'alluminio purissimo in soluzione di soda caustica contenente acqua ossigenata.

Per esaminare l'influenza del grado di purezza e del trattamento preliminare dell'alluminio, come pure degli elementi componenti la lega, si eseguì un certo numero di esperimenti con lamiere e fili. Tutti i provini vennero causticati nella soluzione di soda caustica onde allontanare la pellicola di calcinazione o di laminazione e poi sospesi per parecchi giorni nell'acqua di conduttura delle Lautawerche a 80-90°, fino a che non si notò nessun cambiamento di colore. L'acqua venne cambiata ogni giorno onde impedire cambiamenti di concentrazione.

Gli esperimenti con l'alluminio puro furono eseguiti con lamiere e fili a 99,0 fino a 99,99% in parte incruditi a freddo e in parte ricotti allo stato tenero a 300-500°. Si constatò che l'in-

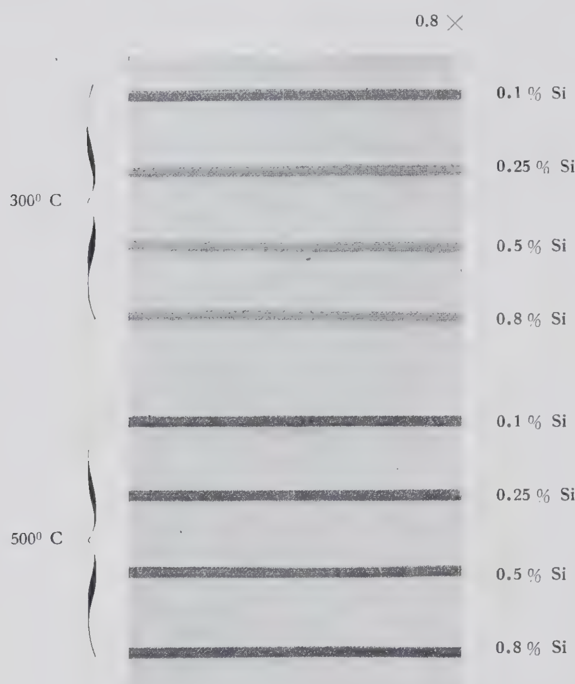


Fig. 9 - Influenza dei trattamenti termici sull'annerimento delle leghe alluminio-silicio nell'acqua di conduttura calda.

fluenza dell'incrudimento e della ricottura è minima sotto un grado di purezza di circa 99,85% di alluminio, se il rapporto ferro-silicio si trova entro i limiti normali. Venne inoltre osservato che si ottiene un vero annerimento solo con alluminio molto puro e che si verifica un aumento di tonalità bruna col diminuire del grado di purezza.

Questa constatazione porta alla conclusione che a contatto con l'acqua di conduttura si verifica un forte cambiamento di colore soltanto con una struttura eterogenea, mentre il grado dell'eterogeneità ha un'influenza secondaria.

Tale conclusione venne confermata da un esperimento eseguito con 4 provini contenenti 0,1; 0,25; 0,5 e 0,8% di silicio e come massimo 0,02% di ferro, che vennero immersi nell'acqua di conduttura bollente. Dopo una calcinazione a 300° tutti i provini si trovavano allo stato eterogeneo e perciò annerirono. Dopo una calcinazione a 500° i provini con 0,1; 0,25 e 0,5% di silicio erano omogenei e rimasero chiari, mentre il provino con 0,8% di silicio si trovava a 500° ancora nel campo eterogeneo, in base al diagramma di stato alluminio-silicio, e di conseguenza venne annerito (fig. 9). Per finire, furono fatti ancora degli esperimenti con provini di alluminio al 99,99% in lega con differenti metalli. Dopo una calcinazione a 450°, le leghe con 0,5% di cerio, 0,5% di titanio, 1% di manganese oppure 1% di rame, vennero fortemente annerite bollendo nell'acqua di conduttura, mentre le leghe col 0,05% fino all'1% di magnesio o l'1% di zinco rimasero chiare. A prescindere dalla lega contenente del rame, nella quale può verificarsi una precipitazione di rame alla superficie, risulta ancora che le leghe omogenee con completa formazione di cristalli misti rimangono chiare bollendo nell'acqua di conduttura, mentre le leghe eterogenee si oscurano più o meno fortemente.

Significato dei risultati degli esperimenti.

Mediante di esperimenti con l'alluminio puro di differenti titoli e di differente trattamento preliminare, come pure con leghe di alluminio al 99,99%, si potè dimostrare che deve esservi almeno un minimo di eterogeneità del materiale per poter ottenere una colorazione scura nell'acqua calda di conduttura. Il grado dell'eterogeneità è risultato avere un'influenza subordinata. Conformemente, con l'alluminio purissimo e con le leghe nelle quali le parti componenti della lega possono essere trasformate completamente in cristalli, non si è verificato nessun annerimento. Fanno eccezione alcuni componenti delle leghe, come il rame, che si separano alla superficie dei provini. Condizione fondamentale per l'annerimento è una determinata alcalinità critica dell'acqua di conduttura.

D'altra parte venne constatato che anche l'alluminio purissimo può essere oscurito nell'acqua di conduttura, a solo 50°, se si aggiunge dell'acqua ossigenata. Nelle soluzioni di soda caustica allungate con acqua ossigenata, l'alluminio purissimo si annerisce già alla temperatura ambiente. Per ottenere un annerimento più forte bisogna mantenersi in un determinato grado critico di alcalinità, variabile col tenore d'acqua ossigenata.

Concludendo, è stato dimostrato che deve esistere un campo determinato di alcalinità critica e, con ciò, una determinata azione causticante, per ottenere una colorazione scura; che l'eterogeneità della struttura del materiale e l'aggiunta di acqua ossigenata favoriscono fortemente il cambiamento di colore.

Mutamenti di colore veramente in nero vennero osservati specialmente nell'alluminio di titolo elevato, mentre l'alluminio non molto puro presenta una tonalità di colore bruno.

Il giudizio tratto dai risultati relativi agli esperimenti di cui sopra, conduce alla seguente spiegazione della colorazione scura dell'alluminio. Il vero annerimento dell'alluminio dipende da un fenomeno puramente ottico, determinato da una fine causticazione submicroscopica della superficie dell'alluminio, che appare bruna per l'assorbimento della luce, causato dalla ruvidità della superficie stessa. Un fenomeno identico si riscontra nelle polveri di metallo, che finemente suddivise appaiono nere.

Il fenomeno s'inizia con un'iridescenza della superfice, dovuta a fenomeni di interferenza della luce nello strato d'ossido che si va formando (colore delle lamine sottili). Col procedere dell'azione causticante, la ruvidità della superfice sotto lo strato d'ossido aumenta e produce, in seguito all'aumentare dell'assorbimento della luce, un cambiamento di colore della superfice, fino all'annerimento più profondo. Con tale processo l'iridescenza della superficie diminuisce e, poi, scompare completamente. Se l'intensità dell'azione causticante supera una certa misura, si verifica un irruvidimento troppo grossolano della superfice, e l'annerimento non avviene. D'altra parte, tale annerimento non si verifica neppure con un'azione causticante troppo debole. L'irruvidimento finissimo necessario per l'assorbimento della luce viene prodotto specialmente mediante acque debolmente alcaline, di concentrazione critica, ed è favorito da un'etereogeneità della struttura del materiale e dalla presenza di acqua ossigenata.

Accanto a questo vero annerimento si osserva una colorazione bruna da ascriversi ad un arricchimento in sostanze eterogenee della superficie.

In conseguenza di ciò la colorazione scura dell'alluminio puro

mostra col decrescere del grado di purezza un crescente sottotono bruno.

J. Czochralski constatò con alluminio contenente il 0,84% di ferro e il 0,40% di silicio un arricchimento del 2,45% di ferro e dell'1,25% di silicio nello strato di superficie scura.

DEDUZIONI PRATICHE.

La colorazione scura dell'alluminio nell'acqua di conduttura calda è originata da una reazione debolmente alcalina. Questo mutamento di colore, con l'alluminio sotto il 99,85% e con un rapporto normale di ferro/silicio, non può essere evitato con un trattamento a caldo. Sopra il 99,85% l'alluminio volge notevolmente meno alla colorazione scura, se è stato ricotto ad elevata temperatura. L'alluminio puro al 99,99% rimane chiaro anche dopo il trattamento a caldo con le temperatura più basse. Le leghe non cambiano di colore se si riesce a portare interamente in soluzione solida i componenti delle leghe stesse. Occorre però che il metallo aggiunto non sia notevolmente più nobile dell'alluminio, perchè altrimenti precipita alla superfice della lega e produce ugualmente un oscuramento. In tutti i casi, nei quali non si verifica nessun mutamento di colore con l'acqua normale di conduttura, è da tener presente che con appropriate aggiunte di ossigeno può verificarsi ugualmente una colorazione nera. L'impiego di alluminio al 99,99% non offre perciò nessuna sicurezza assoluta contro la colorazione nera, per quanto ci si possa aspettare in generale un buon comportamento.

Non devesi temere che il cambiamento di colore dell'alluminio debba pregiudicare la resistenza alla corrosione, che anzi viene accresciuta dallo strato di ossido formatosi. Per la stessa ragione non possono esistere preoccupazioni di carattere igienico. A prescindere dal cambiamento di colore talvolta non desiderato, la colorazione bruna dell'alluminio nell'acqua calda di conduttura non presenta nessuno inconveniente.

P. R.

I. R. LANDAU - La diffrazione elettronica nello studio della corrosione - «Metals and Alloys» IX, pp. 74 (1938).

Questa applicazione non richiede, per quanto riguarda l'alluminio, la conoscenza della composizione della pellicola metallica che rende l'uso della diffrazione elettronica analoga a quella dei raggi X, con la differenza essenziale che l'absorzione degli elettroni è molto più profonda di quella dei raggi X. Infatti MONGAN, in un lavoro corretto circa alle conclusioni, benchè non nei dettagli, trovò che non avendogli l'alluminio polverizzato su di una garza permesso di trovare alcun anello ascrivibile ad uno strato d'ossido, questo strato dev'essere più sottile di 10^{-5} cm.

Il metodo a riflessione, più diffuso di quello a trasmissione perchè non ostacolato dallo spessore della pellicola, non è stato trovato convincente a proposito dell'Al, che diede due larghi anelli diffusi (PRESTON e BIRCUMSHAW), mentre trattato ed esaminato per trasmissione, ha confermato la conclusione ch'era amorfo. A temperatura molto superiore, la cristallizzazione cominciava lentamente e la pellicola diventava Al_2O_3 in fase γ. MONGAN, nella valutazione dello spessore, ha supposto un sesquiossido d'alluminio cristallino, ipotesi apparentemente erronea, ma la stima era probabilmente corretta, poichè la determinazione ponderale di PRESTON e BIRCUMSHAW confermava la conclusione che lo spessore della pellicola non arrivava a 10^{-6} cm.

Gli stessi AA. hanno parimenti isolato le pellicole dall'alluminio fuso ritirando un cappio di filo dalla superficie ed esaminando lo strato per trasmissione. A queste temperature si formava la fase γ di Al_2O_3; a circa 1095° non si potè identificare la pellicola. In pellicole d'allumina per ossidazione elettrolitica, BELWE trovò $Al_2O_3\gamma$ in sottile forma cristallina, mentre la pellicola prodotta dall'ossidazione alla fiamma aveva la stessa composizione, ma era *grossolana come al solito*.

BEECKING (*Phil. Mg.*, XXII, 938, 1936), evaporando pellicole d'alluminio, rame e cromo in una camera evacuata, trovò un ossido d'alluminio che riferì alla fase γ ed analoghe strutture di cromo, in cui non risultavano trasformazioni per riscaldamento al di là di 260°. In un lavoro più recente di STEINHEIL confermante i risultati precedenti circa ad $Al_2O_3\gamma$, la pellicola isolata per soluzione cloridrica d'un foglio metallico, indusse alla conclusione che a temperatura ambiente, si otteneva una fase ancora sconosciuta, $Al_2O_3\epsilon$.

In seguito, BARBYSHIRE e COOPER studiarono l'ossido di metalli fusi (antimonio, calcio, rame, tellurio, alluminio, cadmio, magnesio, bismuto, stagno), senza ricavare pellicole dai primi quattro, mentre i loro Al, Al_2O_3, MgO e CdO presentavano tali particolarità da rendere necessarie nuove ipotesi.

Queste ricerche illustrano alcune difficoltà riscontrate nell'esame superficiale di sostanze anche comuni, come l'Al: ci volle molto tempo per accorgersi che le pellicole a temperature ambienti erano amorfe, ma quella *in sottili cristalli* di $Al_2O_3\gamma$ ottenuta coi metodi di riflessione, si può considerare affatto attendibile.

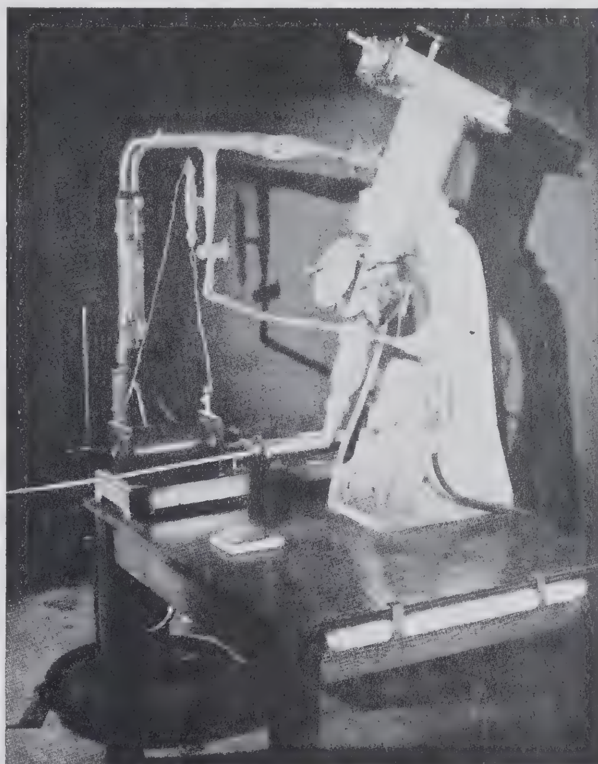


Fig. 1.

Un chiaro esempio d'applicazione ben riuscita della riflessione all'analisi dei metalli si trova in un importante articolo di MIYAKE, che su rame puro, bronzo al manganese e lega rame-magnesio riscontrò una pellicola di Cu_2O, ma CuO a temperature più elevate. Le pellicole formate con bronzi contenenti più di 3% d'alluminio dipendono dal metodo di riscaldamento: così al forno elettrico la lega si comporta come rame puro, acquistando un rivestimento di CuO, ma un riscaldamento prolungato nella fiamma a gas non ne cambia il colore, sebbene la diffrazione elettronica mostri la superficie coperta d'una sottile pellicola di $Al_2O_3\gamma$.

Ciò a causa del poco ossigeno con cui è alimentata la fiamma a gas: avendo l'alluminio maggior affinità per l'ossigeno che il Cu, la formazione della fase γ di Al_2O_3 è favorita nonostante il basso contenuto metallico. Il bronzo contenente oltre il 2% di berillio, resiste all'ossidazione, in virtù della formazione di BeO.

Ad. L.

b) Trattamenti superficiali

H. Hoff - L'alluminio nella protezione della superficie degli acciai - «Sthal u. Eisen» LVIII, pp. 565-586 (1938).

E' noto che l'alluminio viene già da parecchi anni adoperato per proteggere la superficie degli acciai sfruttando la sua notevole resistenza alla corrosione atmosferica e a quella degli acidi debolmente dissociati.

I processi adoperati comunemente per il rivestimento di oggetti di acciaio sono i seguenti:
Alluminatura o spruzzatura dell'alluminio (processo di Schoop).
Placcatura o laminazione dell'alluminio nell'acciaio.
Alluminatura a fuoco.
Calorizzazione o alitazione.

Con l'alluminatura l'alluminio liquido viene disteso mediante una pistola a spruzzo ad aria compressa sull'acciaio da proteggere. Si forma così un sottile strato d'alluminio di colore argento chiaro che è però poco adatto per una ulteriore deformazione dell'acciaio e che ha una debole azione protettiva per la presenza di numerosi pori.

Il processo trova applicazione solo in quei casi ove, per la dimensione e la forma degli oggetti non è possibile eseguire diversamente il rivestimento.

Molto diffusa, specialmente in Germania, è invece la placcatura o laminazione dell'alluminio sull'acciaio. Data l'elevata plasticità dell'alluminio, questo metodo può solo applicarsi per limitati spessori d'acciaio e viene trovato molto adatto specialmente per il rivestimento dell'acciaio in nastri.

La placcatura viene generalmente eseguita sia a caldo che a freddo: con la placcatura a caldo, effettuata di solito alla temperatura di 300°-400°, si ha il vantaggio di far aderire l'alluminio con una minima pressione di laminazione.

Se il materiale placcato deve venire sottoposto a laminazione molto spinta, il nastro deve essere ricotto per conferirgli una certa plasticità: ciò fece sorgere notevoli difficoltà dovute principalmente al fatto che l'alluminio, alla temperatura di 500-600° alla quale normalmente vien fatta la ricottura, si combina facilmente con l'acciaio formando il composto $FeAl_3$. Si è quindi dovuto studiare una qualità d'acciaio la cui temperatura di cristallizzazione fosse la più bassa possibile e nello stesso tempo molto elevata la temperatura di combinazione con l'alluminio.

Un primo tentativo venne eseguito su un acciaio Thomas il quale, a differenza dell'acciaio comune Siemens-Martin che si combina con l'alluminio già a 490-500°, non forma il composto $FeAl_3$ che a 600°. Durante queste prove venne anche osservato che piccole aggiunte di altri elementi all'alluminio, spostano l'inizio della formazione dell' $FeAl_3$ verso temperature più elevate. La fig. 1 mostra appunto come la temperatura di formazione del composto $FeAl_3$, il cui inizio è facilmente rivelato dalla comparsa di macchie nere, viene spostata verso l'alto con aggiunte progressive di silicio all'alluminio.

Dalla fig. 2 si vede come impiegando l'acciaio Thomas, la comparsa di $FeAl_3$ ha luogo solo a circa 600°; ciononostante dato che l'acciaio Thomas non è adatto per le laminazioni spinte o comunque non è sempre applicabile, fu necessario studiare un tipo d'acciaio Siemens-Martin avente all'incirca, da questo punto di vista, la stessa proprietà del primo.

Ciò venne ottenuto con un acciaio speciale posto attualmente sotto brevetto che, pur potendo acquistare le caratteristiche di un acciaio laminato a fondo, sposta da 500° a circa 570° la temperatura di formazione dell'$FeAl_3$ (v. fig. 2); questa temperatura è d'altra parte sufficiente a portare allo stato ricotto un acciaio di questo tipo dopo laminazione a freddo. In questo modo si è riusciti ad ottenere dei nastri d'acciaio placcati in alluminio privi completamente di strato intermedio di $FeAl_3$ fragile e perciò dannoso (figg. 3 e 4).

Dell'importanza di questi risultati ci si convince osservando la fig. 5 la quale mette in rilievo i difetti che si verificavano un tempo sulla superficie dei nastri d'acciaio placcati in alluminio e ricotti, appunto per la formazione di $FeAl_3$. Nonostante gli ottimi risultati conseguiti nella placcatura di nastri e lamiere, allo stato attuale non si è ancora riusciti ad applicare questo metodo per la copertura dei profilati e dell'acciaio in fili. La tecnica ha cercato di superare l'ostacolo mediante l'applicazione dell'alluminio fuso, analogamente a quanto già da tempo si esegue con la zincatura e la stagnatura a fuoco.

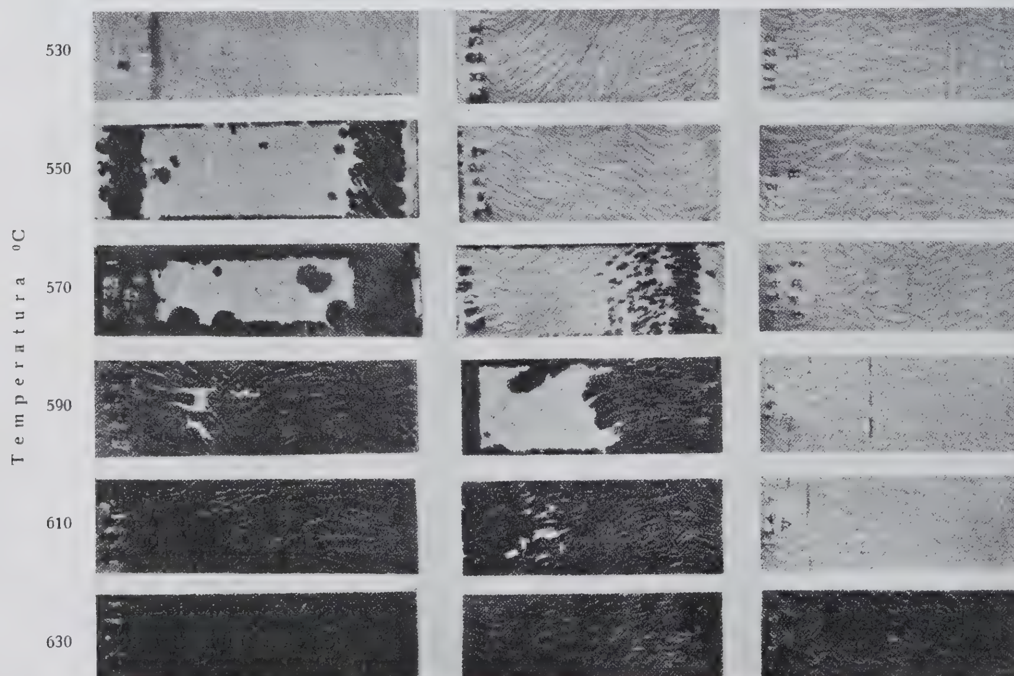


Fig. 1 - Influenza della aggiunta di silicio all'alluminio sulla formazione di $FeAl_3$ in una lamiera placcata in alluminio.

Numerosissimi processi, basati tutti su questo principio, noto col nome di alluminatura a fuoco, sono oggi comunemente usati nella pratica: per brevità l'autore si limita a considerare quelli di Dellgren, di Fink e di Rodriguez.

Col processo di K. Dellgren le parti in acciaio vengono sottoposte a un trattamento preliminare avente lo scopo di pulire perfettamente le superfici di esse onde ottenere poi un rivestimento d'alluminio continuo ed uniforme. I fili o i nastri d'acciaio vengono perciò immersi in una soluzione salina di cloruro di zinco e di cloruro ammonico e indi riscaldati leggermente al di sopra del punto di fusione dell'alluminio. Il bagno d'alluminio è in genere tenuto in atmosfera d'idrogeno o di gas illuminante per impedire la formazione di pellicole d'ossido sia sulla superficie di esso che su quella dell'acciaio pulito.

Col processo Fink il materiale viene dapprima decapato in una soluzione di acido cloridrico e indi, riscaldato a circa 600°, vien fatto passare attraverso dell'acido borico onde pulirne ulteriormente la superficie.



Fig. 2 - Influenza della qualità dell'acciaio sulla temperatura di formazione del $FeAl_3$.

Successivamente i fili o i nastri passano in un forno di calcinazione ove, mediante una corrente d'idrogeno a 900-1000°, vengono liberati dagli ultimi residui di ossido che potrebbero essere rimasti ancora attaccati.

Dopo questa operazione i fili entrano direttamente nel bagno d'alluminio e all'uscita sono obbligati a passare attraverso una matrice la quale provvede ad asportare il materiale sovrabbondante.

Col metodo di O. Rodriguez si procede dapprima ad un decapaggio in acido fatto seguire, per la pulitura definitiva, da una immersione del materiale da trattare in cloruro ammonico contenuto in un forno di calcinazione; da qui il ferro vien inviato nel bagno d'alluminio attraversando sia all'entrata che all'uscita uno strato di riducenti solidi che galleggiano sul bagno.

Per quanto i tre processi accennati si assomiglino nelle linee fondamentali, alcune differenze li distinguono riguardo ai risultati: economicamente parlando il processo Dellgren è molto costoso avendo bisogno di idrogeno e di riducenti liquidi mentre

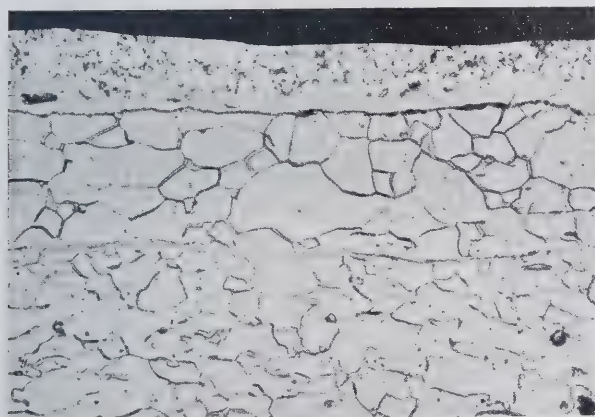


Fig. 3 - Microstruttura di una lamiera placcata in alluminio con presenza di strato di $FeAl_3$.

quello di Fink a causa del trattamento in atmosfera d'idrogeno a 900-1000°, può essere pericoloso per la bontà dell'acciaio.

Adoperando col processo di Rodriguez dei riducenti solidi non soltanto si difende la superficie del materiale e dell'alluminio dall'ossidazione ma si provvede anche automaticamente all'asportazione dell'alluminio sovrabbondante dal materiale rivestito.

Questi processi d'alluminatura a fuoco hanno tutti l'inconveniente di non poter eliminare la formazione dello strato intermedio di $FeAl_3$, dato che l'alluminio allo stato liquido si combina istantaneamente col ferro.

Col metodo noto sotto il nome di «calorizzazione» le parti in ferro vengono portate a contatto con una miscela di polvere d'alluminio, di cloruro ammonico ed allumina entro dei tamburi girevoli mantenuti ad una temperatura di 850-900° ed in atmosfera d'idrogeno: oppure vengono ricoperte completamente da questa miscela e poste in cassette di calcinazione.

Con l'altro metodo, a quest'ultimo simile, detto all'«alitazione» non occorre un'atmosfera riducente; al posto dell'alluminio viene adoperata una lega ferro-alluminio, con 40-50% di Fe, allo stato pulverulento. I pezzi metallici, perfettamente puliti, sono posti in recipienti di ferro a chiusura ermetica dentro i quali viene pigiata la polvere.



Fig. 4 - Microstruttura di una lamiera placcata in alluminio con assenza di strato di $FeAl_3$

Riscaldando i recipienti a 900-1000°, ha luogo una diffusione progressiva dell'alluminio sulla superficie del materiale con formazione di $FeAl_3$: ad operazione ultimata rimane sulla superficie dell'oggetto un esilissimo strato d'alluminio sufficiente ad assicurare una buona protezione. Se si continua a riscaldare quest'alluminio passa nell'acciaio facendo perdere al materiale

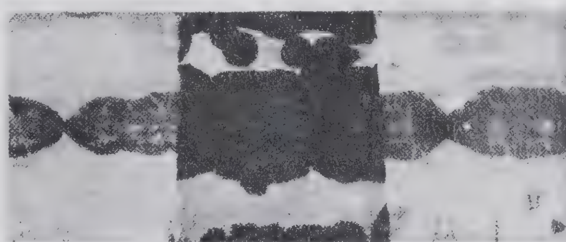


Fig. 5 - Aspetto di un nastro di acciaio alluminato in seguito alla comparsa di $FeAl_3$.

trattato la sua lucentezza: in tal caso non si ha più un rivestimento d'alluminio nel vero senso della parola bensì uno costituito da un composto di ferro e alluminio.

L'ottima protezione offerta dall'alluminio riposa sul fatto che questo, sotto l'azione atmosferica, si ossida più lentamente dello stagno, dello zinco e del piombo, come appunto si potè osservare esaminando la perdita di peso avvenuta durante un'esposizione all'aria, durata cinque anni, di alcuni campioni d'acciaio rivestiti dai suddetti metalli.

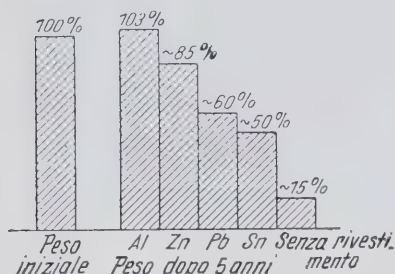


Fig. 6 - Perdita di peso di lamiere di acciaio da 0,5 mm, rivestite di vari metalli, in seguito a corrosione atmosferica durata 5 anni.

Un campione in ferro privo di rivestimento si arrugginì quasi completamente durante questo tempo riducendo il suo peso ad una piccola frazione di quello originale.

Quelli rivestiti con stagno, zinco o piombo subirono anch'essi più o meno notevolmente una perdita di peso mentre quelli placcati in alluminio misero invece in evidenza un piccolo aumento di peso dovuto probabilmente ad una leggera ossidazione dell'alluminio e del ferro agli spigoli.

Questi risultati sono riportati nel grafico di fig. 6.

Le elevate proprietà protettive dell'alluminio, il quale in virtù del suo potenziale elettro-elettrochimico rispetto a quello dell'acciaio dovrebbe comportarsi analogamente allo zinco, si spiegano col fatto che l'alluminio ossidandosi si trasforma in allumina che per la sua aderenza e compattezza protegge il metallo sottostante da un'ulteriore ossidazione.

Negli oggetti zincati invece l'ossido che man mano si forma è facilmente asportabile per cui l'ossidazione prosegue fino alla completa scomparsa del metallo di copertura. Per questi motivi, l'acciaio zincato è stato sostituito con successo, in ogni campo dell'industria, con materiale alluminato. Questo è stato infatti trovato molto adatto per la costruzione sia di tubi metallici in genere sia di quelli isolanti in sostituzione dei tubi di piombo finora usati: nell'industria degli imballaggi l'acciaio alluminato viene già da parecchi anni impiegato in grande scala e negli articoli casalinghi esso è maggiormente preferito per la più elevata solidità degli utensili rispetto a quelli in alluminio puro. Nessun ostacolo si presenta più all'introduzione delle scatole alluminate per conserve in sostituzione di quelle di latta dacchè si è riusciti a sostituire la solida saldatura a stagno mediante una ermetica agraffatura.

Ai vantaggi presentati dal rivestimento d'alluminio nella protezione dell'acciaio si contrappone soltanto il costo di esso notevolmente superiore a quello di un rivestimento di zinco.

P. F.

VII. - TECNOLOGIA

a) Fonderia

R. Irmann - La colata in conchiglia dell' alluminio «Werkstatt und Betrieb» LXX pp. 283-286 (1937).

Per colata in conchiglia si intende la colata in forme durevoli, che possono servire per migliaia di getti. Le leghe di alluminio sono per il loro basso punto di fusione più idonee alla colata in conchiglia dell'ottone e del bronzo rosso.

Di fronte ai getti in forme di sabbia, il getto in conchiglia presenta i seguenti vantaggi:

1) minori spese di produzione in caso di produzione in massa, perchè le paghe per la fusione, la sbavatura e le spese generali sono inferiori;
2) è possibile utilizzare operai con una minor pratica di quella occorrente per la preparazione delle forme di sabbia;
3) la colata in conchiglia abbrevia i termini di resa della merce;
4) risparmio di spazio nella fonderia;
5) migliore finitura della superfice che si presta meglio alle operazioni successive (molatura, sbavatura);
6) maggior resistenza alla contrazione;
7) fusione più compatta;
8) migliori proprietà di resistenza e conseguente risparmio di metallo.

La colata in conchiglia non è per ora bene accetta dai produttori, abituati in gran parte alla fusione del rame in forme di sabbia. Eppure sovente la colata in conchiglia offre molti vantaggi, non solo per il migliore prodotto ottenuto, ma anche in favore del produttore. Se si confrontano le spese di produzione si vede che molte volte, con pezzi di forme semplici senza anima, il vantaggio economico incomincia a delinearsi quando l'ordinazione supera i 100 pezzi. Altri vantaggi controllabili numericamente sono le migliori proprietà meccaniche dei pezzi gettati in conchiglia, e, come appare dall'esame delle macrografie, la loro struttura più fine.

Queste differenze sono dovute specialmente alla maggiore velocità di solidificazione dei getti in conchiglia, che evita più facilmente che non nella colata in sabbia la struttura a grani grossi, con conseguente liquazione di componenti della lega, nonchè l'eliminazione di gas e la formazione di microsoffiature.

Non tutte le leghe sono adatte per getti in conchiglia, perciò bisogna andar cauti nello impiego di leghe di rottami di composizione non ben determinata.

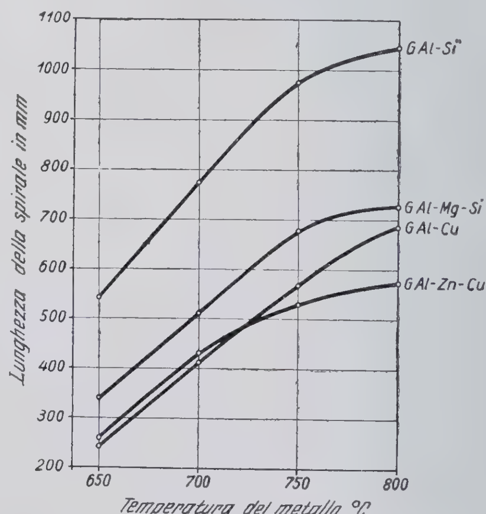


Fig. 1 - Fluidità di alcune leghe alla temperatura di colata.

Da una lega per la colata in conchiglia bisogna pretendere anzitutto un buon potere di riempimento delle forme, oltre ad una non troppo forte misura di contrazione e poca tendenza a screpolature di ritiro. Il potere di riempimento delle forme si

può misurare colando il metallo in una spirale e misurandone la lunghezza. Questo potere è strettamente connesso alla struttura della lega: le leghe eutettiche presentano il migliore potere di riempimento, quelle a forte concentrazione di cristalli misti, il peggiore. Nella fig. 1 si vede come le curve abbiano fino a circa 700° un decorso quasi lineare, da 700 a 750° il potere di riempimento aumenta circa del 30%. A temperature superiori ai 750° le curve si spianano notevolmente, perchè il surriscaldamento del metallo provoca la formazione di ossido di alluminio, che galleggia in forma di fine pellicola sulla massa fusa, rendendola tenace e viscosa.

Si può aumentare il potere di riempimento mediante fondenti e disossidanti, specialmente nel caso di metallo già più volte fuso e perciò ricco di ossido di alluminio.

La misura di contrazione ha nella colata in conchiglia una importanza maggiore che non nella colata in sabbia, per essere le conchiglie più rigide delle forme di sabbia.

La misura della contrazione nella maggior parte delle leghe di alluminio varia dall'1,15% all'1,35%, però in pratica può ritenersi ancora minore, per essere ostacolata da casse di anima, rinforzi interni, ecc. Da questo punto di vista sono da preferirsi le leghe eutettiche al Si. In genere le tensioni causate dal

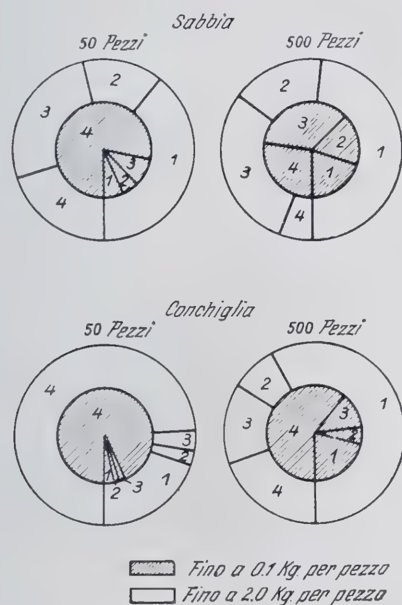


Fig. 2 - Raffronto tra spese di produzione di getti in sabbia e in conchiglia.

ritiro sono da temersi maggiormente nelle fusioni in conchiglia che in quelle in sabbia.

Potere di riempimento delle forme, misura di contrazione e pericolo di screpolature di ritiro, sono i fattori principali per determinare la possibilità di ottenere da una stabilita lega un pezzo fuso sano. La resistenza uniforme in tutti i punti del pezzo fuso non è in pratica raggiungibile, perchè di solito è tanto maggiore, quanto maggiore è stata la velocità di solidificazione.

Bisogna perciò che il costruttore calcoli bene lo spessore delle pareti della conchiglia e la posizione del foro di immissione del metallo fuso. Per compensare la differenza della velocità di solidificazione fra le sezioni sottili e grosse, la quantità di calore che si rende libera durante la solidificazione nei punti di maggior sezione del pezzo fuso, deve essere assorbita dalle pareti più grosse della conchiglia, e l'immissione del metallo liquido deve essere effettuata in un punto a sezione sottile del pezzo fuso. Costruita la conchiglia il fonditore dovrà sperimentare le più favorevoli condizioni di fusione.

La velocità di raffreddamento può venire influenzata da isolamento termico, riscaldamento esterno, verniciatura dell'interno della conchiglia e da ugelli di raffreddamento.

P. R.

H. Röhrig - **La rifusione dell'alluminio** - « Foundry Trade Journal » LVII, pp. 30-34 (1937).

I principali punti da conseguire nella rifusione dei rottami e scarti di alluminio sono generalmente: a) evitare la perdita di materiale; b) ripristinare la qualità e le caratteristiche del materiale stesso.

Prima di considerare i fattori necessarii per raggiungere questi obbiettivi, è opportuno esaminare la differenza fondamentale intercorrente tra i metalli pesanti e l'alluminio e le sue leghe, per quanto riguarda la rifusione. Quando un metallo pesante d'uso industriale è reso inadatto alla rifusione dalla presenza di impurità, si può renderlo utilizzabile mediante un processo di riduzione. Nel caso dell'alluminio una tale possibilità non sussiste, se si eccettua il processo elettrolitico Hoopes, da considerarsi solo in linea teorica. Altra caratteristica del rottame di metallo leggero è la variabilità di composizione. Durante la prima decade di uso industriale dell'alluminio, il rottame conteneva come alleganti principali o rame o zinco, o entrambi questi metalli. Il ferro anche capitava come impurità in seguito a fusioni non ben controllate. Con l'estendersi dell'uso del silumin, il silicio si aggiunse al rame e allo zinco. Il nichel appare nella rifusione delle leghe di alluminio dopo che divennero d'uso corrente le leghe Y e RR, e il magnesio solo ora, che le leghe Magnalium e Birmabright hanno assunto importanza. Questo sviluppo si è verificato in poche decadi e ancora continua; un esempio di ciò è il rottame contenente un film d'ossido prodotto anodicamente.

Un fattore che accresce la difficoltà del raccogliere e scegliere i rottami di leghe leggere (a differenza di quanto accade per i metalli pesanti) è che il colore delle varie qualità differisce solo di poco. Infine bisogna ricordare che durante la rifusione è quasi impossibile eliminare i componenti metallici non desiderati, che, generalmente, si fanno notare solo a rifusione ultimata. Essi possono essere diluiti da aggiunte di alluminio puro, e la loro reciproca proporzione può essere predeterminata da convenienti miscugli di rottami varii. Perciò è necessario conoscere l'esatta composizione di ogni singolo rottame.

Un altro fattore che rende difficoltosa la rifusione delle leghe leggere è la facilità con cui queste si ossidano e la prontezza con la quale assorbono i gas, specialmente l'idrogeno.

Per tutte queste difficoltà la rifusione dell'alluminio deve essere limitata a rottami di composizione ben nota. A tal proposito sarebbe molto utile la standardizzazione delle leghe, specialmente per fissare i limiti delle impurità metalliche, come St, Pb e Fe.

Il fattore che influisce principalmente sulle perdite del metallo è l'ossidazione, che diminuisce con l'abbassarsi della temperatura di fusione e con l'aumentare della purezza del metallo. E' stato notato che alcune impurità come il sodio e il calcio accrescono la tendenza all'ossidazione, come pure un magazzinaggio in ambiente molto umido. L'ossidazione è intensa anche quando si rifondono direttamente lastre, tubi, fili, ecc., senza che preesista un bagno fuso; in tal caso il film d'ossido che si forma sulle superfici di tali rottami esposte all'atmosfera del forno è difficile da eliminarsi.

Malgrado che un'atmosfera ossidante favorisca l'ossidazione del metallo, pur tuttavia non è consigliabile fondere in ambiente riducente per evitare inclusioni di gas nel bagno.

Inoltre bisogna tener presente che la perdita del metallo è determinata non tanto dall'ossidazione, quanto dal fatto che le pellicole d'ossido includono particelle metalliche. Vi sono in commercio svariati tipi di fondenti che hanno appunto il compito di disciogliere tali pellicole d'ossido, il loro punto di fusione deve essere relativamente basso.

La criolite (fluoruro doppio di sodio e alluminio) possiede buone qualità solventi; infatti gran parte dei solventi sono prodotti mescolando la criolite con cloruri di sodio e potassio, per abbassare ulteriormente il suo punto di fusione. L'uso del cloruro di calcio è consigliabile solo quando si è sicuri che tale sale igroscopico non introduca nel bagno dell'umidità, principale causa delle soffiature nel metallo; anche il cloruro di zinco, che è molto adoperato per il suo basso costo, presenta lo stesso inconveniente.

I fonditori sanno che la scoria diventa incandescente al suo contatto con l'aria. Questa incandescenza è determinata dall'ossidazione di un sottossido di alluminio o, più probabilmente, dell'alluminio metallico finemente suddiviso nella scoria.

Comunque, in questa reazione viene prodotto un ossido di alto peso specifico e durezza, che affonda nel bagno, e che rende il getto molto difficilmente lavorabile all'utensile. I residui di olio e grasso sui rottami sono un'altra causa di perdita di metallo e di difetti di fusione. Bisogna perciò sgrassare accuratamente i rottami con appositi solventi prima di fonderli, per evitare la fuliggine prodotta dall'olio bruciato.

Disegno del forno.

I piccoli forni a crogiuolo non sono consigliabili per la rifusione, perchè non permettono di immergere i rottami in un bagno già fuso, date le loro dimensioni. Per non surriscaldare il metallo è necessario disporre di adeguati mezzi di controllo della temperatura.

Malgrado il maggior costo di esercizio il forno a resistenza elettrica è il più vantaggioso per la rifusione dell'alluminio. Il gas illuminante non è consigliabile come combustibile per il suo contenuto di idrogeno. Il coke dovrebbe essere completamente essiccato, per evitare che il vapor d'acqua venga decomposto dall'alluminio fuso, con conseguente formazione di ossido.

Uno dei più efficaci mezzi atti a diminuire le perdite per rifusione finora considerate è l'aggiunta di altro metallo puro. Le perdite causate dallo sporcarsi del rottame durante il trasporto dei materiali possono essere in parte evitate esercitando una maggior sorveglianza.

La mescolanza di leghe diverse può essere esclusa con una conveniente organizzazione.

Le eccellenti proprietà meccaniche delle leghe di alluminio lavorate all'utensile sono uno dei principali vantaggi delle leghe leggere, perciò bisogna sempre evitare le inclusioni di ossido duro, causate dall'ossidazione di piccole particelle di metallo diffuse nella scoria e da questa passate per gravità nella massa fusa. Vi è anche un'altra via per la quale si possono verificare inclusioni di particelle di ossido.

La grande diffusione raggiunta in questi ultimi anni dall'ossidazione anodica, conduce spesso a rifusioni di metallo ricoperto da un film d'ossido dello spessore di $5 \div 20$ μ. Il danno prodotto da tale pellicola è maggiore di quello causato dall'ossido naturale per la sua maggior durezza. Si può in parte attenuare tale difficoltà trattando le parti ossidate con una soluzione di soda caustica, prima della rifusione.

Questo sistema previene le inclusioni di ossido, ma aumenta la perdita del metallo, che è disciolto in quantità non trascurabile dalla soluzione alcalina.

La resistenza alla corrosione è connessa al contenuto di occlusioni di ossido nel getto. Tali inclusioni non possono essere rimosse con un trattamento termico o meccanico, e si formano sempre nei posti dove l'agente attaccante può facilmente accedere nell'interno dei pezzi. Questo periodo è messo in evidenza dal fatto che i gas residui sono occlusi con particolare frequenza insieme ai film d'ossido, e accrescono con la loro presenza la porosità e le lesioni del getto. Per evitare ciò bisogna adoperare dei fondenti. Una buona composizione di fondente è:

2 parti di criolite
2 parti di cloruro di sodio
4 parti di cloruro di potassio
1,5 parti di solfato sodico.

L'azione del fondente è facilitata da aggiunte di metallo puro.

Il contenuto di ossido di alluminio dovrebbe essere tenuto molto basso, specialmente se si desidera sottoporre la superfice a pulitura; inoltre bisogna tener presente che i minimi difetti superficiali diventano molto evidenti, se i pezzi vengono ossidati anodicamente.

Per il degasaggio dei bagni di fusione sono stati escogitati un gran numero di sistemi. In Germania si è adoperato già da tempo il gas cloro, che viene fatto passare attraverso la massa fusa. Quando è necessario un duplice trattamento di deossidazione e di degasaggio, è conveniente prima deossidare e, poi, degasare.

In generale è preferibile evitare ogni causa di assorbimento di gas e di ossidazione, piuttosto che dover poi degasare e deossidare. Quando è necessario fondere tornitura e altri piccoli ritagli, è consigliabile immergerli nel bagno già fuso e ricoperto di uno strato di fondente di sufficiente spessore.

Un'altra impurità è data dalla presenza di metalli non desiderati. Un alto contenuto di ferro può ridurre l'efficienza di un susseguente trattamento termico, causando la costituzione di un composto ternario insolubile di Al-Cu-Fe. I metalli non desiderati obbligano il fonditore a onerose aggiunte di metallo puro.

P. R.

R. Irmann - **I fondenti nella fonderia di alluminio** - «Die Giesserei» XXIV, pp. 597-601 (1937).

L'alluminio allo stato liquido assorbe facilmente dei gas, che si separano solo in parte all'atto della solidificazione. Tali gas sono costituiti prevalentemente da idrogeno e da idrocarburi. Per l'ossigeno l'alluminio presenta una grande affinità, non solo ad alta temperatura, ma anche a temperatura normale, nel qual caso forma sulla sua superfice uno strato d'ossido. Durante la fusione questo ossido, incrementato da quello formatosi nel corso dell'operazione, in parte galleggia sotto forma di sottili pellicole, malgrado il suo maggior peso specifico, e in parte viene alla superfice come scoria e schiuma.

Sia l'assorbimento di gas che l'ossidazione aumentano col crescere della temperatura, della durata della fusione, della superfice del bagno e della pressione dell'ambiente, presupposto ossidante.

I fondenti servono appunto per evitare l'ulteriore ossidazione e assorbimento di gas e per depurare la massa fusa dalle quantità di ossido e di gas in essa contenute.

I fondenti si possono dividere nei due gruppi seguenti:

1) fondenti per la protezione del bagno da ulteriore ossidazione e assorbimento di gas (*protettori*);
2) fondenti per la depurazione del bagno, immediatamente prima della colata, da gas e ossidi in esso contenuti (*scorificanti*).

I fondenti del primo gruppo servono:

a) per diminuire la perdita di metallo durante la fusione;

Tale azione viene esplicata dal fondente, che discioglie la pellicola d'ossido ricoprente le singole particelle d'alluminio, e facilita in tal modo la loro unione, riducendo le perdite per ossidazione.

b) per ricoprire il metallo fuso;

In tal caso si ostacola l'entrata nel bagno dei gas e delle altre impurità presenti nell'atmosfera del forno.

c) a impedire le perdite di metallo durante l'allontanamento delle scorie. Le scorie, composte essenzialmente di ossido d'alluminio, contengono come occlusioni delle particelle d'alluminio metallico. Il fondente, disciogliendo gli ossidi, permette di ricuperare il metallo occluso nelle scorie.

I fondenti per la depurazione del bagno da gas e ossidi in esso contenuti, immediatamente prima della colata, disciolgono le particelle d'ossido di alluminio ancora sospese nella massa fusa e le portano alla superfice, donde possono essere asportate.

Oltre questa azione solvente, i fondenti esplicano un'azione meccanica, agitando il bagno durante la reazione e facilitando così lo svolgimento dei gas e la liberazione degli ossidi.

Impiego dei fondenti.

Lo schema che indica l'impiego dei fondenti a seconda della specie di carica è riportato in tab. 1.

Opportunita' d'impiego dei fondenti.

Carica	per fusione	per allontanamento scorie	Fondente di depurazione prima della colata
Pani	—	±	±
Rottami, pezzi grossi	—	±	+
Rottami, pezzi piccoli	±	+	+
Scarti sporchi, trucioli, ecc.	+	+	+

I segni + e — indicano se occorre l'uso di fondenti. Il segno ± indica che l'impiego dei fondenti va deciso caso per caso.

Un buon fondente deve essere fluido, di peso specifico inferiore all'alluminio, poco igroscopico, non velenoso ed economico. Inoltre per assolvere il suo compito deve poter disciogliere gli ossidi e essere decomponibile e volatile per agitare meccanicamente il bagno metallico.

Una buona fluidità del fondente costituisce un requisito naturale della sua efficacia. Se però esso risulta troppo fluido, il suo allontanamento dalla massa fusa può riuscire difficile, e così, residui di fondente possono rimanere nel bagno.

Il peso specifico del fondente deve essere inferiore a quello dell'alluminio, perciò deve risultare di circa 2. Il punto di fusione del fondente è compreso normalmente tra 600° e 650°.

I fondenti sono di solito igroscopici, poichè spesso contengono cloruri, quali il cloruro di zinco e il cloruro di magnesio. Occorrono pertanto accorgimenti speciali durante la lavorazione per ovviare alle difficoltà provenienti da tale igroscopicità.

Alcuni fondenti emettono gas velenosi, che sono poco da temere se la fonderia ha una ventilazione appena discreta, poichè per lo più si tratta soltanto di piccole quantità di cloruri e fluoruri.

La questione economica inerente all'uso dei fondenti non può essere risolta in modo generale. Il costo del fondente deve essere almeno pari all'economia conseguita in seguito alla diminuita perdita per ossidazione. Inoltre è da considerare come un utile il miglior prodotto ottenuto mediante l'impiego dei fondenti.

FONDENTI ATTI A DISCIOGLIERE L'OSSIDO DI ALLUMINIO.

Uno di tali fondenti è la criolite (fluoruro doppio di sodio e alluminio), che si adopera anche nell'elettrolisi per la riduzione dell'allumina. La criolite pura, che fonde a circa 1000°, non è però utilizzabile in fonderia d'alluminio, dove normalmente non si superano gli 800°; perciò essa viene adoperata mescolata con cloruri di sodio e di potassio, risultando il punto di fusione di tale miscela a 600-650°.

Altri fluoruri, come fluoruro di sodio, di bario e di calcio, possono essere usati invece della criolite, ma anche essi debbono essere mescolati con cloruri.

Nella seguente tabella sono riportati i punti di fusione di alcuni fluoruri e di alcune miscele di fluoruri con cloruri.

Fluoruri	Punto di fusione
Criolite	995°
Fluoruro di sodio	992°
Fluoruro di bario	1280°
Fluoruro di calcio	1378°

Fondenti a base di criolite		Punto di fusione
1) Criolite	15%	725°
Cloruro di sodio	85%	
2) Criolite	15%	660°
Cloruro di sodio	60%	
Cloruro di potassio	25%	
3) Criolite	50%	743°
Carbonato di sodio	15%	
Cloruro di sodio	35%	

FONDENTI FACILMENTE DECOMPONIBILI, AGENTI PREVALENTEMENTE PER AZIONE MECCANICA.

Il più noto di questi fondenti è il cloruro di zinco, che bolle a 730°. Il cloruro di zinco è molto igroscopico e perciò soltanto raramente viene adoperato da solo.

Fondenti a base di cloruro di zinco sono ad esempio i seguenti:

1) Cloruro di zinco	50%
Cloruro di sodio	50%
2) Cloruro di zinco	75%
Cloruro di sodio	20%
Cloruro di potassio	5%

Quando si aggiunge il fondente, ha luogo la seguente reazione:



$$2\,Al + 3\,ZnCl_2 = 2\,AlCl_3 + 3\,Zn$$

che causa un piccolo assorbimento di zinco da parte del bagno metallico.

L'azione dei fondenti a base di cloruro di zinco si riduce essenzialmente a un rimescolamento del bagno, per opera di $AlCl_3$, che si libera sotto forma di gas; in tal modo le particelle di ossido e le bollicine di gas occluse vengono trascinate in alto.

Un altro tipo di fondente, particolarmente adatto per le leghe di alluminio contenenti magnesio, è a base di cloruro di magnesio, come ad esempio i seguenti:

1) Cloruro di magnesio	33%
Cloruro di sodio	33%
Cloruro di potassio	33%
2) Cloruro di magnesio	58%
Cloruro di sodio	24%
Cloruro di potassio	18%

Poichè questi fondenti presentano una fluidità troppo elevata si è adottato il sistema di renderli più vischiosi mediante aggiunte di fluoruri (fluoruro di calcio), che ne innalzano il punto di fusione.

Come esempi valgono le seguenti miscele:

1) Cloruro di magnesio	55%
Cloruro di potassio	39%
Fluoruro di calcio	6%
2) Cloruro di magnesio	50%
Cloruro di sodio	7%
Cloruro di potassio	36%
Fluoruro di calcio	7%

Questi fondenti a base di cloruro di magnesio sono però notevolmente più igroscopici dei fondenti a base di cloruro di zinco e richiedono perciò nell'uso particolari attenzioni. Per quanto riguarda i quantitativi, le miscele di sali sopraelencate si devono adoperare almeno nella misura del 0,5%, anche se si tratta della sola disossidazione e degasaggio.

VARIE CONSIDERAZIONI SULL'IMPIEGO DEI FONDENTI.

I fondenti debbono essere forniti allo stato secco e conservati in condizioni tali da non assorbire umidità. A tal uopo è consigliabile adoperare barattoli a chiusura ermetica, contenenti 1,5 o al massimo alcuni kg di fondente, in modo che il contenuto di un barattolo aperto venga adoperato subito. In ogni modo è bene ricordare che un fondente contenente umidità può essere ancora adoperato come disossidante, ma i getti risulteranno porosi per lo svilupparsi di vapore durante la solidificazione.

Residui di fondenti igroscopici possono alle volte rimanere attaccati alle pareti dei crogiuoli di grafite, che in tal modo diventano umidi e possono rompersi, quando se ne fa uso. Per ovviare a tale inconveniente basta essiccare il crogiuolo in una stufa.

Un'azione raffinante e riducente può conseguirsi mescolando nel bagno i fondenti usati come copertura. Ciò può facilmente realizzarsi con un cucchiaio o una campana di immersione di ghisa, o meglio di grafite, con cui tenere immerso il fondente nella massa fusa fino a che si vede dal ribollimento del bagno metallico, che la reazione è terminata. E' inoltre consigliabile immettere il fondente nel bagno in diverse piccole porzioni.

L'allontanamento delle scorie galleggianti sul bagno, dopo la reazione del fondente, implica che con le scorie vengano allontanate anche determinate quantità di alluminio metallico. Il ricupero di questo metallo può farsi mediante macinazione a secco delle scorie, vagliatura e rifusione con aggiunta di fondenti.

EFFETTO DEI FONDENTI.

Non è facile definire l'effetto dei fondenti che vengono adoperati per disciogliere l'ossido, e ciò perchè la determinazione della perdita di metallo per effetto dell'ossidazione durante la fusione riesce possibile soltanto in base a molte prove pratiche.

Condizione essenziale di queste prove è che la carica, per quanto riguarda le sue caratteristiche superficiali e la pezzatura, sia sempre la medesima e che le condizioni di fusione rimangano invariate, il che in pratica non è possibile. Spesso perciò viene attribuita un'azione particolarmente buona ad un fondente, soltanto perchè è stato adoperato in condizioni particolarmente favorevoli.

La figura 1 dà un'idea del come possa essere diversa, secondo le caratteristiche della carica, la perdita durante la fusione.

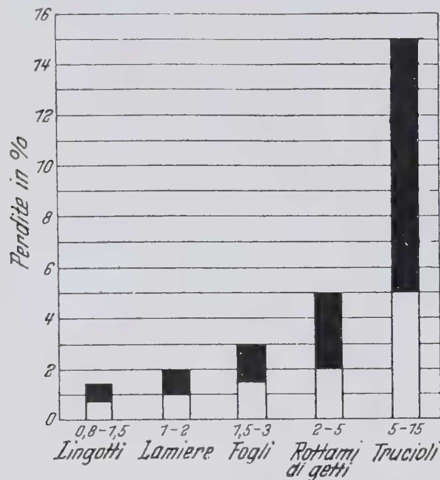


Fig. 1 - Perdite per ossidazione.

In funzione della pezzatura e delle caratteristiche superficiali, la perdita per ossidazione può variare tra circa 0,5%, nel caso della fusione di lingotti, a circa 5%, nel caso della fusione di trucioli, mentre, come mostrano le aree segnate in nero, la perdita per ossidazione può risultare al massimo di circa l'1,5%, nel caso di lingotti e di circa il 15% nel caso dei trucioli.

La figura 2 mostra invece l'effetto di un fondente a base di cloruro di zinco sulle caratteristiche meccaniche di un provino di 100 mm² di sezione. Una lega Al-Cu-Mg, colata senza fondente (u/o), ha presentato un campo di variazione esteso (area tratteggiata) per quanto riguarda la resistenza alla trazione σ_B e l'allungamento alla rottura δ, nonchè una grande percentuale (F%) di provini inquinati da occlusioni di ossido. Se i medesimi provini vengono colati da questa stessa lega con aggiunta di fondenti, i valori corrispondenti della resistenza alla trazione e dell'allungamento risultano notevolmente più elevati, e il percento di provini difettosi si riduce a zero.

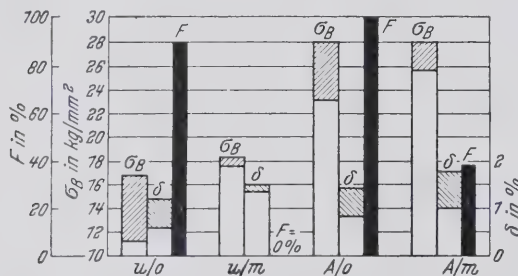


Fig. 2 - Influenza dell'impiego di un fondente a base di cloruro di zinco sul carico di rottura di una lega Al-Cu-Mg gettata in sabbia.

Le occlusioni di ossido, oltre a costituire delle interruzioni nella struttura del getto, influiscono sulla fluidità del metallo fuso, diminuendone la capacità di riempimento delle forme.

La figura 3 mostra come la lunghezza delle spirali fuse in

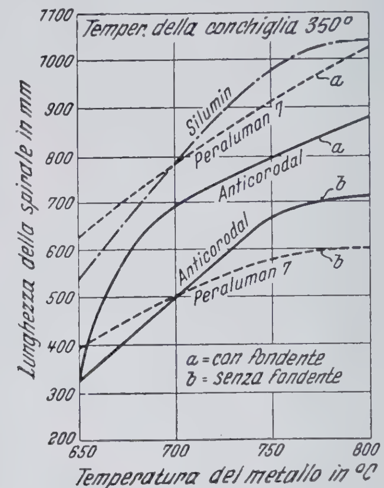


Fig. 3 - Influenza di un fondente a base di cloruro di magnesio sulla capacità di riempire le forme.
a = con fondente
b = senza fondente.

conchiglia (colabilità) aumenti debolmente con l'aumentare della temperatura. Se si adopera un fondente a base di cloruro di magnesio, si osserva un aumento molto forte della colabilità.

La figura 4 mette in evidenza che il contenuto di magnesio di una lega Al-Mg-Si va diminuendo con le rifusioni. La curva II

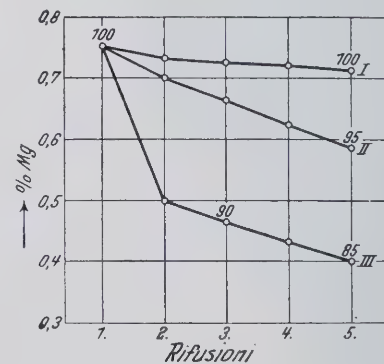


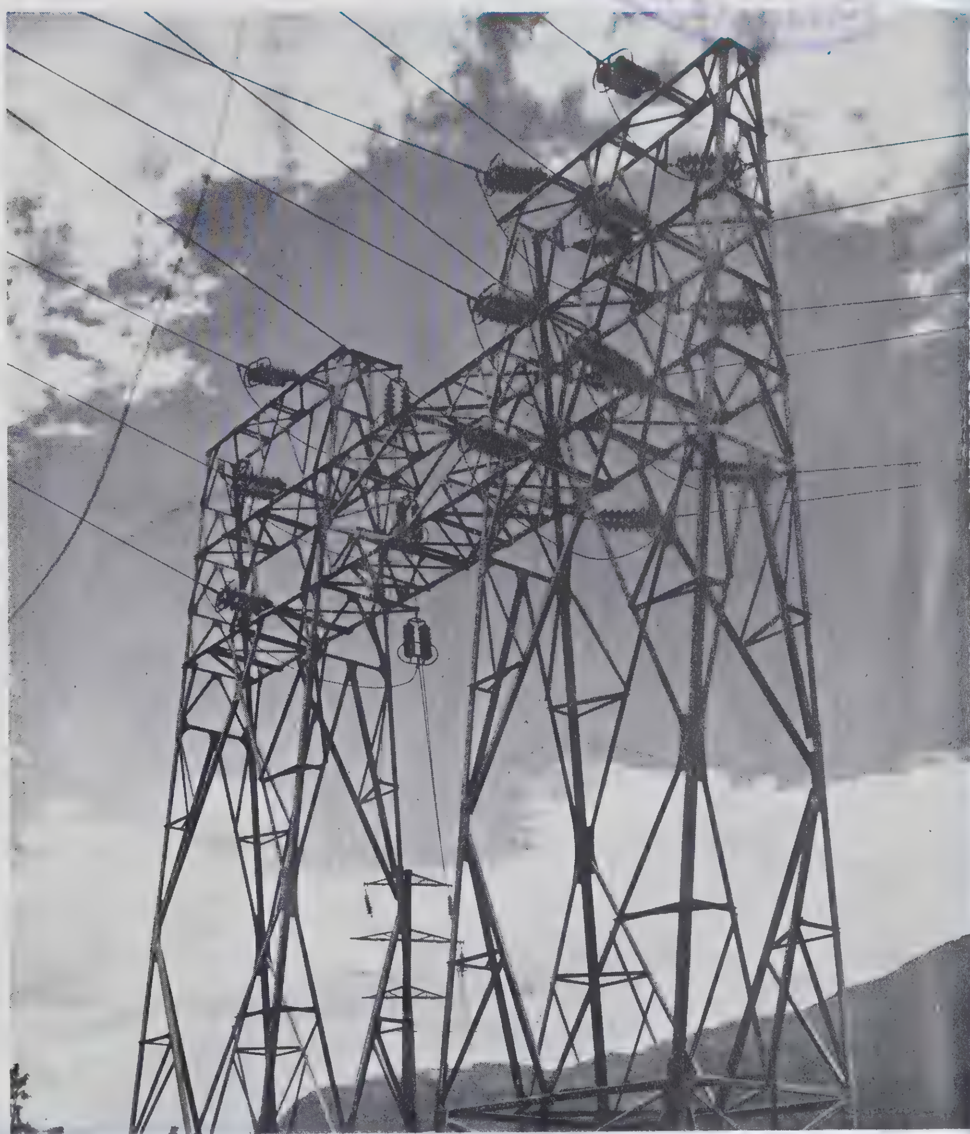
Fig. 4 - Influenza delle rifusioni sulle perdite di magnesio e sulla durezza di una lega Al-Mg-Si per getti. (Anticorodal).

mostra che senza fondente il contenuto di magnesio (0,75%) diminuisce ad ogni rifusione.

L'uso di un fondente non appropriato (fluoruro alcalino) aumenta le perdite di magnesio (curva III), mentre adoperando un fondente a base di cloruro di magnesio (curva I) non si verifica, praticamente, alcuna diminuzione del contenuto di magnesio.

P. R.

ALLUMINIO



N. 5 • SETTEMBRE • OTTOBRE 1939-XVII

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA FEDERAZIONE NAZ. FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGI

Anno VIII - N. 5 Settembre-Ottobre 1939-XVII

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA FEDERAZIONE NAZIONALE FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

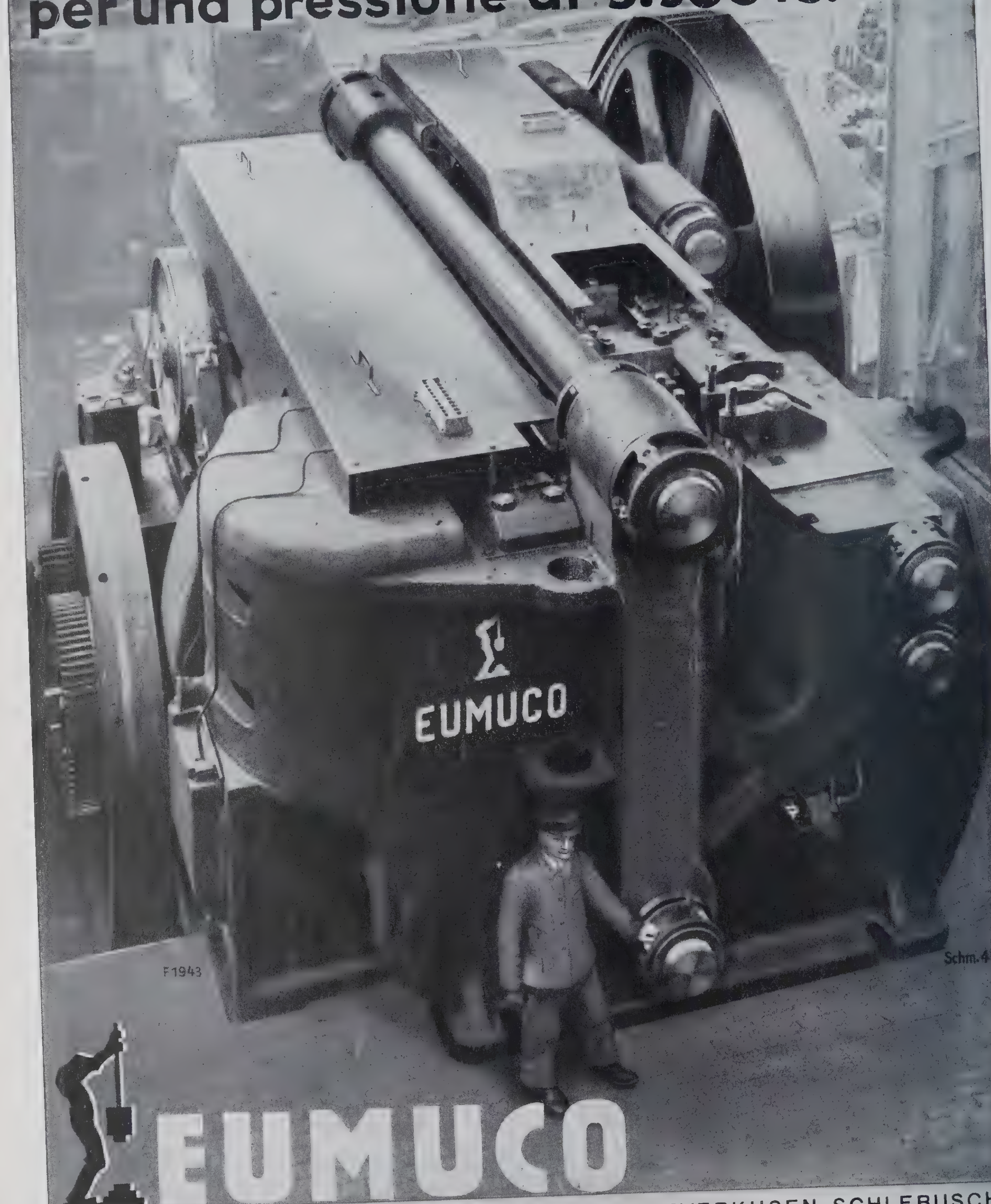
Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

Redazione, Amministrazione e Pubblicità: **MILANO** - Via Cappellari N. 2 - Telefono N. 84.569

Un numero separato . . Italia L. **10** - Estero L. **15**
Abbonamento . . . . . . » » **50** - » » **80**

Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. **100** — Estero L. **170**

SOMMARIO


Grande forgiatrice orizzontali
per una pressione di 3.500 ts.
EUMUCO
F1943
Schm.4
EUMUCO
AKTIENGESELLSCHAFT FÜR MASCHINENBAU. LEVERKUSEN-SCHLEBUSCH
Rappresentante per l'Italia: Ing. S. Trinchero, Milano, Via Pergolesi 23 - Tel.: 23·786



GIULIO SIROVICH



Un crudele destino ha troncato l'esistenza laboriosa di Giulio Sirovich al mattino del 2 ottobre c. a. in un incidente automobilistico.

Era nato a Roma nel 1882, dove aveva anche seguito gli studi universitari, laureandosi in ingegneria ed in chimica. Fu poi assistente all' Istituto di Chimica dell'Università di Roma, dove ottenne anche la libera docenza. Indi entrò nel Ministero dei Lavori Pubblici.

Durante la passata guerra venne assegnato, in considerazione della sua già allora grande competenza in materia, al controllo della fabbricazione degli acciai per uso bellico.

Dopo la guerra riprese l'insegnamento, divenendo professore di Metallurgia al R. Politecnico di Torino, ove allevò una folta schiera di studiosi, che oggi ne piangono la perdita; assieme agli altri più giovani allievi del Maestro che egli istruì alla Scuola d'Ingegneria Mineraria di Roma, alla quale Egli passò nel 1925.

Alla detta Scuola (ora Facoltà) Egli tenne cattedra di Metallurgia e Metallografia e dal 1934 ne era anche Preside.

Egli non fu solo grande didatta e insigne scienziato (pubblicò circa 60 memorie), ma anche autorevole tecnico della materia che insegnava, evitando così di straniarsi dalla vita cosiddetta pratica e realizzando quell'intima unione fra vita scolastica e vita industriale che oggi a molti sembra perduta.

Fu infatti successivamente collaboratore della Società « Tubi Togni » di Brescia, della « Società Nazionale dei Radiatori », della Società « Ilva, Altiforni ed Acciaierie », così pure delle Acciaierie « Terni » e delle Fonderie d'Acciaio Vanzetti.

Egli fu naturalmente chiamato anche a far parte della « Finanziaria Siderurgica » (Finsider) e dell' « Istituto per la Ricostruzione Industriale » (Iri). Nella Finsider era anche Consigliere d'amministrazione e membro del comitato tecnico. Nè Egli poteva certo mancare nel Consiglio Nazionale delle Ricerche, nel quale dirigeva il Reparto della Chimica Metallurgica.

Tutti questi incarichi Egli li considerò sempre come un dovere e non come un puro onore e fu sempre scrupolosissimo nell'accudirvi.

La Scienza chimica e metallurgica e l'Industria italiana hanno subìto, colla Sua morte, una gravissima perdita che non sarà certo facile colmare.

Non ci resta che ricordare ch'Egli fu anche membro del Comitato redazionale della nostra Rivista e ci sia perciò lecito porgere commosse condoglianze alla famiglia così duramente provata.

La Redazione.

c) Lavorazione all'utensile

E. Koch - **Miglioramento delle caratteristiche di scorrimento degli stantuffi per motori da automobile** - « VDI » LXXXI, pp. 1458-1460 (1937).

Le superfici di scorrimento degli stantuffi sono a volte passate alla mola, a volte tornite al diamante. In ogni caso, la direzione di taglio non coincide con quella di scorrimento, ma è ad essa normale. Le piccole irregolarità delle superfici lavorate (figg. 1-2) debbono perciò adattarsi alla direzione di scorrimento e vengono in tal modo rettificate. Tra superfici molate e superfici finemente tornite con diamanti (figg. 3-5) non esistono differenze sostanziali per quanto riguarda le caratteristiche di scorrimento. Meglio si comportano le superfici di scorrimento ossidate anodicamente (figg. 6-7) e le superfici stagnate.

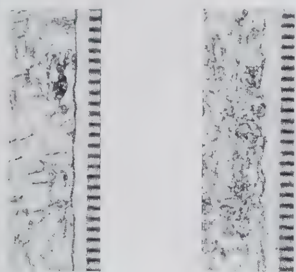


Fig. 1 - Passato alla mola.
Fig. 2 - Rettificato al diamante.
Figg. 1 e 2 - Profili di superfici di scorrimento di pistoni non ancora sottoposti all'esercizio. Ingrandimento 150 volte. Distanza delle divisioni all'orlo destro: 0,01 mm.

In tutti i casi, durante il periodo di adattamento delle superfici a contatto, si deve ammettere un certo consumo iniziale, fino a che le parti a contatto non si siano adattate alla direzione di scorrimento. Tale consumo iniziale è risultato di 0,02 e 0,05 mm, presupposte condizioni di funzionamento medie e nessuna corrosione. Il logorìo aumenta per irregolarità di funzionamento, poichè un raffreddamento e una lubrificazione difettosi favoriscono le erosioni e, perciò, aumentano il logorio.

Da questo punto di vista, gli stantuffi di recente fabbricazione, costruiti in leghe leggere a base di Al-Si, hanno raggiunto quasi la resistenza degli stantuffi in ghisa grigia.

Così, se si adotta come unità di riferimento una quantità accettabile nelle condizioni usuali, la quantità relativa di materiale consumato passa da 0,9-1,2, per le leghe Al-Cu, a 0,75-0,85 per la lega Al-Si eutettica e a 0,65-0,75 per la lega Al-Si ipereutettica; il corrispondente valore per la ghisa grigia è di 0,3-0,5.

D'altra parte le possibilità di erosione in normali condizioni sono state notevolmente diminuite (figg. 10-13).

La lubrificazione e il raffreddamento, affinchè un motore per automobile si trovi nelle condizioni migliori, devono essere mantenuti ad un regime normale, vale a dire, con una temperatura dell'acqua di raffreddamento compresa tra 70°-90° e una temperatura dell'olio possibilmente di 5°-10° gradi inferiore.

Le necessità dell'automobilismo (prontezza del motore in ogni condizione climatica e buona accelerazione anche a motore non caldo) hanno portato all'applicazione dei moderni carburatori. Da questa innovazione derivano però sfavorevoli condizioni di funzionamento per il movimento dello stantuffo, dato che nelle nuove condizioni all'avviamento, nella stagione rigida, viene immessa nel cilindro una gran quantità di carburante. Le particelle di carburante che scorrono giù lungo le pareti del cilindro vengono a bruciare e lasciano le superfici di scorrimento del pistone butterate di punti di corrosione con depositi neri di residui di combustione (figg. 14-16). Non tutti i motori presentano tali fenomeni.

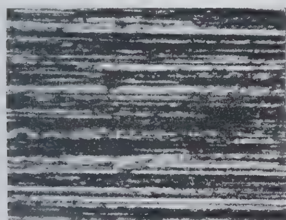


Fig. 3 - Passato alla mola, nuovo.

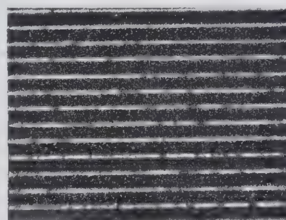


Fig. 4 - Tornito finemente al diamante, nuovo.

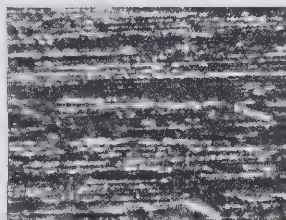


Fig. 5 - Già adoperato. La superficie dei pistoni adoperati risulta identica per i due tipi di lavorazione.



Fig. 6 - Ossidato anodicamente, nuovo.

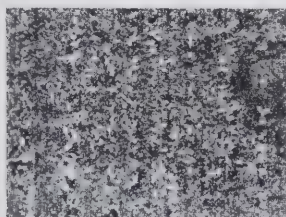


Fig. 7 - Ossidato anodicamente, adoperato.

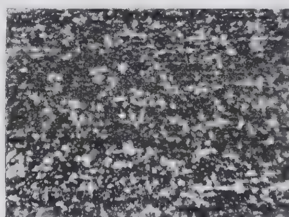


Fig. 8 - Stagnato, nuovo.

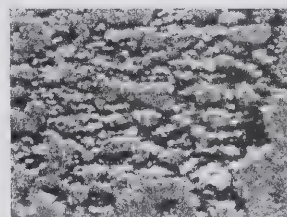


Fig. 9 - Idem, adoperato

Figg. 3-9 - Condizioni delle superfici di scorrimento di stantuffi già adoperati e nuovi. Ingrandimento 60 volte.

Al banco di prova queste corrosioni furono verificate dopo circa 20 avviamenti a freddo, con una temperatura dell'acqua di — 10° e — 15° e dell'olio di — 5° e — 10°.

Le superfici dei pistoni in leghe a base di Al-Cu (fig. 14) sono particolarmente esposte a tali inconvenienti. Buon comportamento presentano invece, gli stantuffi a base di leghe eutettiche Al-Si (fig. 15), e ancor migliore le leghe ipereutettiche, ricche di numerosi cristalli duri di silicio (fig. 16).

In ultima analisi, in casi particolarmente difficili, nessuna delle leghe è risultata sufficientemente resistente. Perciò in que-



Fig. 10 - Ghisa grigia: erosioni delimitate.



Fig. 11 - Al-Si: tracce di aderenza.



Fig. 12 - Al-Cu: strato tenero, quasi completamente coperto di macchie di aderenza.

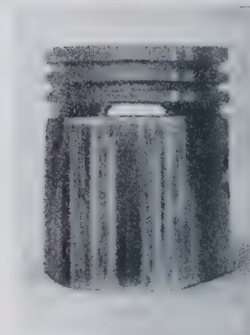


Fig. 13 - Al-Si: ossidato anodicamente; rigature profonde.

Figg. 10-13 - Fenomeni di erosione di pistoni per difetto di olio o di acqua.

sti ultimi anni, sono stati elaborati speciali trattamenti superficiali per i pistoni, che hanno anche il compito di attenuare i difetti di lavorazione delle superfici e di abbreviare il periodo di adattamento allo scorrimento. Come si è già accennato, in pratica vengono applicati due procedimenti per il trattamento superficiale: l'ossidazione anodica e la stagnatura.

lega contenente stagno, piombo o cadmio, serve come protezione superficiale, eliminando in parte gli inconvenienti prodotti dalle irregolarità di lavorazione (fig. 20).

Perfino gli stantuffi di ghisa grigia, nonostante le loro eccellenti caratteristiche di scorrimento, vengono in America stagnati galvanicamente.



Fig. 14 - Al-Cu.



Fig. 15 - Al-Si, eutettica.



Fig. 16 - Al-Si, ipereutettica.

Figg. 14-16 - Influenza del frequente avviamento a freddo sui pistoni, dopo alcune migliaia di Km di marcia.

Nel caso degli stantuffi ossidati anodicamente va notato che la durezza dello strato di ossido è causa di molti inconvenienti. La camicia del cilindro e gli spinotti di acciaio subiscono un forte logorio. Ad evitare questo inconveniente venne adottato uno strato d'ossido più tenero, sfruttando l'attitudine di assorbire olio che presentano le superfici ossidate subito dopo il trattamento. L'olio così accumulato sulla superfice di scorrimento offre una certa protezione contro i sovraccarichi istantanei indotti dall'avviamento a freddo (figg. 17-19).

Una diminuzione della resistenza d'attrito della superfice ossidata rispetto alla superfice non trattata, contrariamente a quanto si era constatato sperimentalmente, non si è verificata (vedi tabella 1).

La protezione contro la corrosione nel caso di pistoni non risulta di grande importanza. Dai fondi degli stantuffi lo strato d'ossido viene spesso ad eliminarsi, per la maggior quantità di calore assorbito rispetto ai fondi non trattati.

Non si è riusciti insomma a ottenere da questo sistema tutti i vantaggi che si speravano.

Il procedimento di stagnatura segue una via diversa, già seguita per i sopporti. L'applicazione di uno « strato ausiliare » di un metallo tenero a basso punto di fusione, per lo più di una

L'applicazione di questo procedimento ai pistoni in lega leggera presentò in principio delle difficoltà per la difettosa aderenza degli strati di stagno. Applicando un processo di diffusione si è riusciti ad ottenere strati ben aderenti, in modo che fino ad un certo spessore viene a realizzarsi uno scambio tra l'alluminio degli stantuffi e lo stagno del bagno.

Le prove di marcia sulla pista automobilistica con motore completamente nuovo, non adattato alla marcia, hanno mostrato

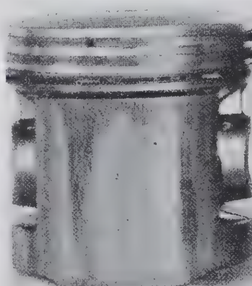


Fig. 17 - Pistone non trattato.

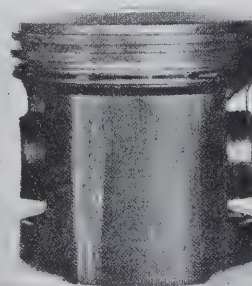


Fig. 18 - Pistone ossidato anodicamente.

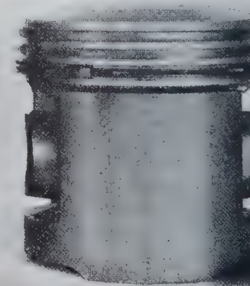


Fig. 19 - Pistone stagnato.

Figg. 17-19 - Pistoni in lega Al-Si eutettica variamente trattata, dopo 20 avviamenti a freddo. - Temperatura del refrigerante da — 10° a — 15°.

che la velocità massima viene sopportata dagli stantuffi non trattati, dopo una breve marcia a caldo, soltanto per 7 km, e dagli stantuffi ossidati anodicamente per circa 18 km; gli stantuffi stagnati dopo 25 km non hanno presentato alcuna

TABELLA I.

Resistenza d'attrito della lega euttetica Al-Si per pistoni tipo EC 124 per una velocità di scorrimento di 9 m/sec.
Secondo prove eseguite con macchina di prova per metalli antifrizione sistema M. v. Schwarz.
Valori desunti dopo il periodo di adattamento.

Carico kg/cm²	Resistenza d'attrito del	
	provetta non ossidata kg/cm²	provetta ossidata kg/cm²
30	da 0.12 a 0.19	da 0.17 a 0.29
60	da 0.18 a 0.24	la superfice di scorrimento risulta rigata
90	da 0.50 a 0.57	

erosione, ma soltanto deboli oscuramenti della superfice di scorrimento.

All'avviamento a freddo, la superfice di scorrimento stagnata, contrariamente alle supposizioni iniziali, ha presentato la medesima resistenza delle superfici ossidate anodicamente, superando queste quando il funzionamento si prolungava.

Il procedimento di stagnatura è applicabile a tutte le leghe di alluminio per pistoni. Il consumo di stagno per gli stantuffi

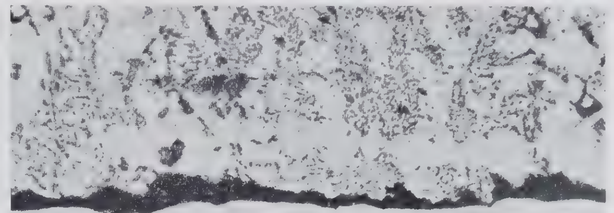


Fig. 20 - Sezione della superficie di un pistone stagnato in metallo leggero - Ingrandimento 450 volte.
Lo strato protettivo di stagno, in figura nero, sporge dal materiale di base e copre tutte le ineguaglianze.

di un automobile è di solo 1-1,5 g per le usuali dimensioni, con cilindri dal diametro di 65-85 mm.

L'operazione richiede solo pochi minuti.

P. R.

VIII. - APPLICAZIONI ELETTRICHE

P. BEHRENS - Ingrassatura dei conduttori aerei - «Elektrizitäswirtschaft» - XXXVII, pp. 194-195 (1938).

Questo articolo, per quanto comparso in una rivista diversa, completa quello dello stesso titolo pubblicato dal Behrens sull'« Aluminium » e da noi riassunto nel numero gennaio-febbraio.

L'Autore si propone di esprimere mediante formule la percentuale di grasso rispetto al peso del conduttore nei diversi casi e cioè: sia nelle corde con fili di uguale diametro che in quelle con fili di diametro diverso, come pure nelle corde le quali debbano avere alcuni strati poco ed altri molto ingrassati.

Nelle formule vengono usati i seguenti simboli:

γ_s (kg/mm³) = peso specifico della corda,
γ_f (kg/mm³) = peso specifico del grasso,
d (mm) = diametro dei fili (si usano gli indici 1, 2, 3 ecc. per le diverse grandezze dei fili),
z = numero dei fili (si usano gli indici 1, 2, 3 ecc. per i diversi strati),
h (mm) = spessore dello strato di grasso nell'ingrassatura forte,
k (mm) = idem, idem, idem, nell'ingrassatura debole,
g % = percentuale del peso di grasso.

Per i calcoli numerici si useranno i seguenti valori:

$\gamma_f = 1{,}0 \cdot 10^{-6}$ kg/mm³
$\gamma_s = 2{,}75 \cdot 10^{-6}$ kg/mm³ per l'alluminio e l'aldrey
$\gamma_s = 3{,}45 \cdot 10^{-6}$ kg/mm³ per l'alluminio-acciaio con rapporto di sezioni 1 : 6
$\gamma_s = 3{,}7 \cdot 10^{-6}$ kg/mm³ per l'alluminio-acciaio con rapporto di sezioni 1 : 4
$\gamma_s = 4{,}0 \cdot 10^{-6}$ kg/mm³ per l'alluminio-acciaio con rapporto di sezioni 1 : 3.

In media nell'ingrassatura forte lo spessore di grasso deve essere di 0,1 mm, mentre nella debole deve essere di 0,01 mm.

Spessori più grossi denotano uno spreco di materiale, mentre quelli più sottili non possono raggiungere una buona protezione del conduttore. Lo spessore medio del grasso si può facilmente calcolare facendo la differenza tra i pesi del conduttore con e senza ingrassatura. Durante le operazioni di ingrassatura non si può certo raggiungere uno spessore uniforme dello strato di grasso, però bisogna curare che sul conduttore non rimangano delle zone non coperte.

La quantità di grasso necessaria per una corda, e cioè il peso di grasso in percento del peso della corda si può calcolare mediante le formule che vengono date in seguito. In esse, per semplificazione, si è considerata la sezione dello strato di grasso come un rettangolo avente per lati la circonferenza del filo e lo spessore dello strato.

1. - CORDE CON FILI DI UGUALE DIAMETRO.

A questo tipo appartengono per esempio le corde omogenee in alluminio o aldrey di formazione 7-19-37-61 fili (DIN - VDE 8201) come pure le corde alluminio-acciaio a 6 fili di alluminio più 1 di acciaio (DIN - VDE 8204) e quelle a 37 fili rapporto 1 : 4 (30 fili di alluminio più 7 di acciaio).

a) Se i singoli fili sono ingrassati uniformemente si ha la formula

$$g = \frac{400\,\gamma_f \cdot h}{\gamma_s \cdot d}\ \%$$

b) Se i fili ingrassati fortemente sono in numero di z_1 ed i fili ingrassati debolmente sono in numero di z_2, mentre il numero totale dei fili è z, si ha:

$$g = \frac{400 \cdot \gamma_f \cdot (z_1 \cdot h + z_2 \cdot k)}{\gamma_s \cdot z \cdot d}\ \%$$

2. - CORDE CON FILI DI DIVERSO DIAMETRO.

Appartengono a questa categoria le corde alluminio-acciaio contemplate nelle DIN - VDE 8204 con sezioni superiori a 40 mm² (formazione 26 fili di alluminio più 7 di acciaio), quelle di rapporto 1 : 4 con formazione 8 fili di alluminio più 7 di accaio, oppure 30 di alluminio più 19 di acciaio, quelle di rapporto 1 : 3 ed i conduttori antivibranti.

a) Con ingrassatura uniforme dei singoli fili:

$$g = \frac{400\,\gamma_f\,(z_1\,d_1 + z_2\,d_2 + \ldots)}{\gamma_s \cdot (z_1\,d_1^2 + z_2\,d_2^2 + \ldots)} \cdot h\ \%$$

b) Con fili ingrassati molto e poco:

$$g = \frac{400\,\gamma_f \cdot (z_1\,d_1\,h + z_2\,d_2\,k + \ldots)}{\gamma_s \cdot (z_1\,d_1^2 + z_2\,d_2^2 + \ldots)}\ \%$$

Mediante le formule date ed i valori suggeriti per gli spes-

sori del grasso e per il peso specifico, si possono ricavare per tutti i tipi di corde la quantità di grasso necessaria in percentuale del peso della corda.

Generalmente per i conduttori omogenei si usa l'ingrassatura omogenea oppure si ingrassa di meno lo strato esterno per le ragioni già dette nell'articolo dello stesso autore precedentemente citato.

Nei conduttori alluminio acciaio o si ingrassano i fili omogeneamente oppure si ingrassa molto l'anima in acciaio e poco il mantello di alluminio.

L'autore applica le formule date ai normali conduttori tedeschi e dà in tabelle i valori ricavati.

Inoltre unisce a queste tabelle le formule ridotte per ciascun tipo di formazione, in modo da permettere un facile calcolo per spessori di grasso e per diametri di filo diversi.

Le percentuali ottenute variano dall'8,5 al 5% per ingrassatura uniforme. Nel caso invece più comune di trattamento diverso dei fili esterni, le percentuali si abbassano anche sotto l'1%.

L. Ben.

IX. - IMPIEGHI INDUSTRIALI

b) Trasporti

M. Koenig - **Bombole per gas in metallo leggero** - «Schweizerische Bauzeitung» (Gennaio 1938).

Una serie di disgrazie causate da esplosioni di bombole per gas sotto pressione, provocò negli anni 1924-29 una revisione fondamentale delle norme di collaudo da parte del «Eidg. Materialprüfungsanstalt» (E.M.P.A. - Istituto Confederale per le prove dei materiali) di Zurigo.

Le norme allora adottate si dimostrarono di grande utilità, poichè negli anni susseguenti non si verificarono inconvenienti e tanto meno esplosioni.

In questi ultimi anni l'impiego di leghe leggere, quale materiale per bombole da gas, si è andato affermando. La «Aluminium-Schweisswerk A. G., Schlieren-Zürich» si è specializzata in tali costruzioni, che, per la collaborazione della E.M.P.A., possono ritenersi tipiche.

In seguito alla richiesta di bombole da ossigeno, per la protezione antiaerea e per l'aviazione, sono state fabbricate delle bombole Standard in lega leggera della capacità di 1, 2 e 3 litri e mezzo. Inoltre, per uso sanitario, sono stati creati dei tipi della capacità di 0,16 e 0,21 litri, mentre la costruzione di bombole della capacità di 40 litri a 150 at., non presenta che diffi-

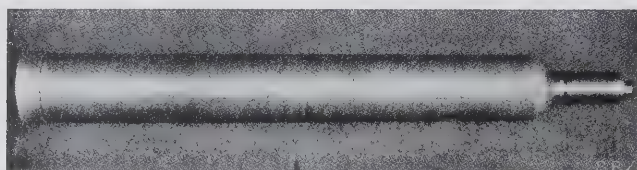


Fig. 1 - Bombola per gas compresso da 10 litri.

coltà d'ordine economico. Per speciali applicazioni, richiedenti pressioni minori, esistono bombole di 10 litri (fig. 1).

Il primo tipo di bombola in lega d'alluminio fabbricato in Svizzera era ricavato da un tubo, il cui fondo veniva stirato e saldato. Questo tipo di bombola rispondeva alle norme della E.M.P.A.; ma in seguito alle nuove prescrizioni della K.T.A. (Dipartimento Confederale per la tecnica della Guerra), richiedenti la resistenza alle armi da fuoco e agli incendi delle bombole di O_2, bisognò cercare nuove soluzioni.

La «Gas Cylinders Research Committee», in concordanza con gli esperimenti eseguiti negli stabilimenti di S. Eustachio (Brescia), concluse una serie di esperienze affermando che le bombole panciute scoppiano più difficilmente di quelle di forma allungata. Anche A. Herrmann, in un suo studio apparso nella Schweiz. Tech. Zeitschrift dell'8 novembre 1934, concluse: «Dagli esperimenti eseguiti con bombole in Avional, Lautal ed Anticorodal è risultato che, a parità di diametro e di spessore delle pareti, la pressione di scoppio si trova in rapporto inverso alla lunghezza della parte cilindrica...».

La fig. 2 riproduce le bombole da 1, 2 e 3 litri e 1/2 in acciaio che sono in uso in Inghilterra. La fig. 3 mostra invece le bombole in lega leggera adoperate in Svizzera.

Nel grafico della fig. 5 si vede come variano il peso, lo spessore e il diametro in funzione della lunghezza della bombola, per

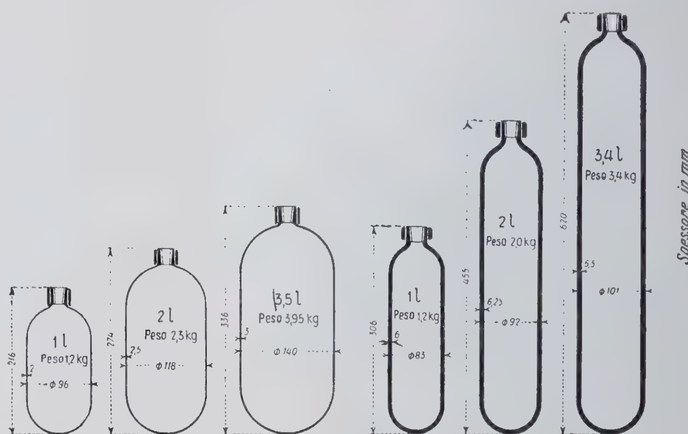


Fig. 2 - Bombole inglesi in acciaio «Vibrac» al Cr-Ni-Mo.

Fig. 3 - Bombole svizzere in lega leggera.

una capacità di 3 litri e 1/2 e per materiali diversi (Avional-Anticorodal).

Le figg. 6, 7 e 8 mostrano le dimensioni e i pesi delle bombole solitamente adoperate.

Le bombole in acciaio «Vibrac» al Ni-Cr-Mo, avente il carico di rottura di 86,6 kg/mm², il carico di snervamento di 74 kg/mm² e l'allungamento del 18%, hanno lo spessore delle pa-

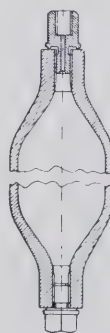


Fig. 4 - Bombola inglese in duralluminio.

reti di solo 2-3 mm. Invece le bombole in lega d'alluminio hanno lo spessore delle pareti triplo, risultando solo lievemente più pesanti. Tale spessore rappresenta una garanzia anche contro

le armi da fuoco, a differenza delle bombole in acciaio che, da questo punto di vista, non danno molto affidamento.

Un tipo di bombola che ha dato buoni risultati in sede di collaudo, ma la cui esecuzione presenta troppe difficoltà per farlo preferire a quello in avional, è la bombola bimetallica. Tali bombole sono costituite da un cilindro interno in lega d'alluminio e da una camicia esterna in acciaio.

La tab. a fig. 8 riporta i pesi e le resistenze dei vari tipi esaminati a parità di diametro interno.

Le moderne bombole per gas compresso vengono fabbricate in Isvizzera trafilando rondelle in lega d'alluminio. In caso di incendio le bombole in metallo leggero comunemente verniciate possono bruciare, se contengono ossigeno, a causa della grande affinità fra alluminio e ossigeno.

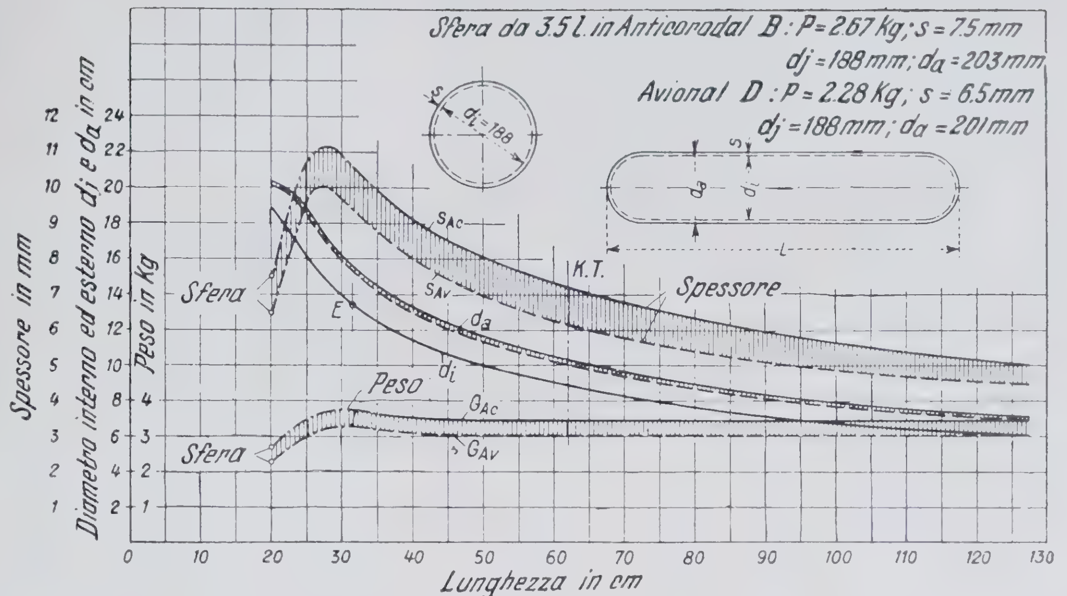
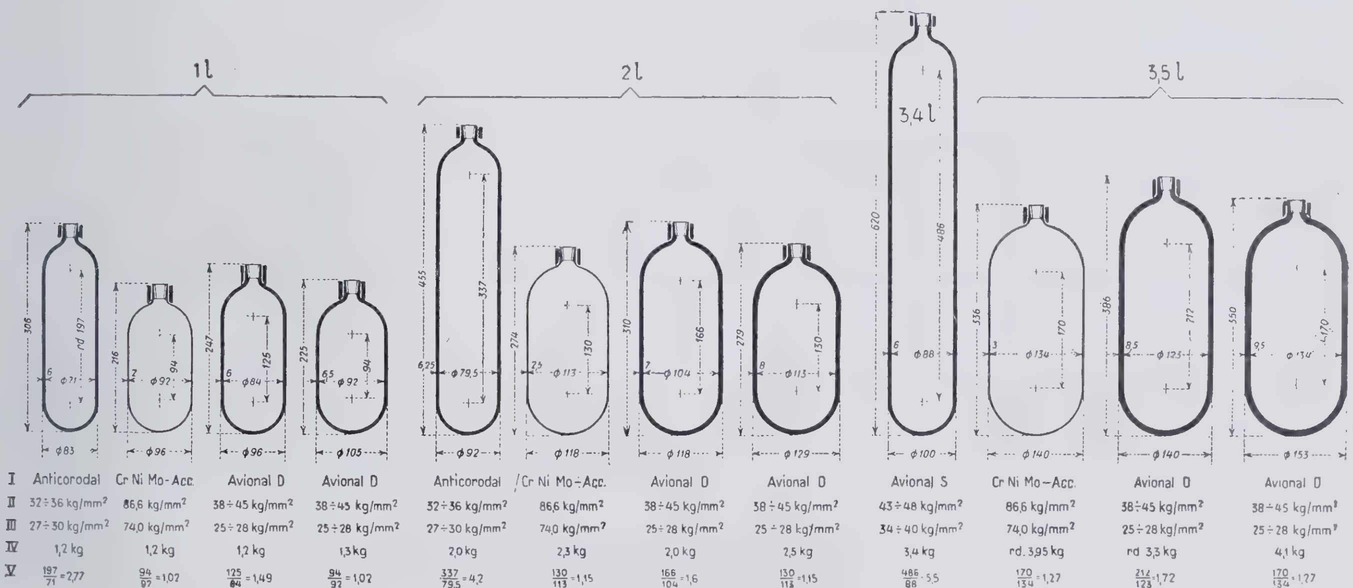


Fig. 5 - Grafico dei pesi e delle dimensioni di una bombola in metallo leggero da 3 ½ l.
——— = Anticorodal B; - - - - - = Avional D.
Il punto contrassegnato con K.T. corrisponde alla bombola in uso nell'esercito svizzero; quello contrassegnato con E alla corrispondente bombola inglese.



I	Anticorodal	Cr Ni Mo-Acc.	Avional D	Avional D	Anticorodal	Cr Ni Mo-Acc.	Avional D	Avional D	Avional S	Cr Ni Mo-Acc.	Avional D	Avional D
II	32÷36 kg/mm²	86,6 kg/mm²	38÷45 kg/mm²	38÷45 kg/mm²	32÷36 kg/mm²	86,6 kg/mm²	38÷45 kg/mm²	38÷45 kg/mm²	43÷48 kg/mm²	86,6 kg/mm²	38÷45 kg/mm²	38÷45 kg/mm²
III	27÷30 kg/mm²	74,0 kg/mm²	25÷28 kg/mm²	25÷28 kg/mm²	27÷30 kg/mm²	74,0 kg/mm²	25÷28 kg/mm²	25÷28 kg/mm²	34÷40 kg/mm²	74,0 kg/mm²	25÷28 kg/mm²	25÷28 kg/mm²
IV	1,2 kg	1,2 kg	1,2 kg	1,3 kg	2,0 kg	2,3 kg	2,0 kg	2,5 kg	3,4 kg	rd. 3,95 kg	rd 3,3 kg	4,1 kg
V	$\frac{197}{71}$ = 2,77	$\frac{94}{92}$ = 1,02	$\frac{125}{84}$ = 1,49	$\frac{94}{92}$ = 1,02	$\frac{337}{79,5}$ = 4,2	$\frac{130}{113}$ = 1,15	$\frac{166}{104}$ = 1,6	$\frac{130}{113}$ = 1,15	$\frac{486}{88}$ = 5,5	$\frac{170}{134}$ = 1,27	$\frac{212}{123}$ = 1,72	$\frac{170}{134}$ = 1,27

Fig. 6 - Confronto dei pesi e delle dimensioni della bombola da 1 l.

Fig. 7 - Idem della bombola da 2 l.

Fig. 8 - Idem della bombola da 3,5 l.

I = Materiale; II = Carico di rottura; III = carico di snervamento; IV = Peso; V = Rapporto 1: dj.

Questo inconveniente può essere eliminato mediante uno speciale trattamento anodico della superficie, col quale si può ottenere un rivestimento resistente ad oltre 2000°. Tale procedimento è brevettato.

Le bombole moderne, assolutamente prive di saldature, escludono la possibilità di una struttura non omogenea per il loro stesso procedimento costruttivo.

Il Prof. Dott. M. Ros, direttore dell'E.M.P.A. in un suo referto sulle bombole in lega leggera, ha detto fra l'altro:

« I recipienti in avional dell' A.S.S. completamente privi di saldature ed ossidati anodicamente corrispondono in quanto a struttura, resistenza, durezza e tenacità alla prescrizione confederale del 19 maggio 1936,

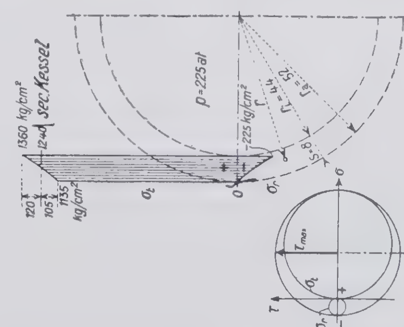
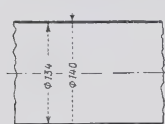


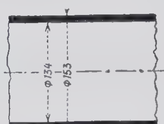
Fig. 9 Sollecitazioni in una bombola in lega leggera.

Tabella dei pesi e delle caratteristiche delle bombole in acciaio, in lega leggera e in bimetallo della capacità di 3,5 l. Pressione 225 at.

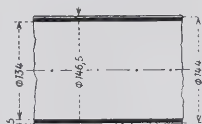
Materiale Diametri mm	Carichi di rottura e carichi di snervam. kg/mm²	Valore richiesto kg/mm²	Grado di sicurezza	Peso per 10 cm di lunghezza kg
Acciaio « Vibrac » 134/140	R = 86,63 E = 74,03	50,30	1,72	1,035
Avional D 134/195	R = 38,00 E = 25,00	15,90	2,39	1,185
Acciaio 1,25 mm Avional D 5 mm 134/144	R = 38,00 E = 25,00	60,00 15,00		0,456 0,604 (1,060)



Avional D



Acciaio Vibrac



Acciaio/avional D

Le caratteristiche del materiale adoperato sono:

Durezza Brinell	110 kg/mm²	(105)
Carico di rottura alla trazione	42 »	(38)
Carico di snervamento (2%)	25 »	(24)
Allungamento (longitudinale)	23%	(16)
Indice di flessione (trasversale)	59	(35)
Resilienza (longitudinale)	5 kg/cm²	(3)

Questi valori si riferiscono alla pressione normale prescritta di 225 at. I valori tra parentesi sono quelli richiesti dalla suddetta prescrizione confederale in data 19 maggio 1936.

I recipienti in avional sono da considerarsi pienamente corrispondenti alle proprietà richieste dalle prescrizioni in vigore per quanto riguarda il processo di fabbricazione, la forma, la qualità del materiale, le caratteristiche e lo spessore delle pareti e sono come tali da ammettere senza riserve all'esercizio ».

Questo referto, basato sulle ricerche sperimentali dell'E.M.P.A.,

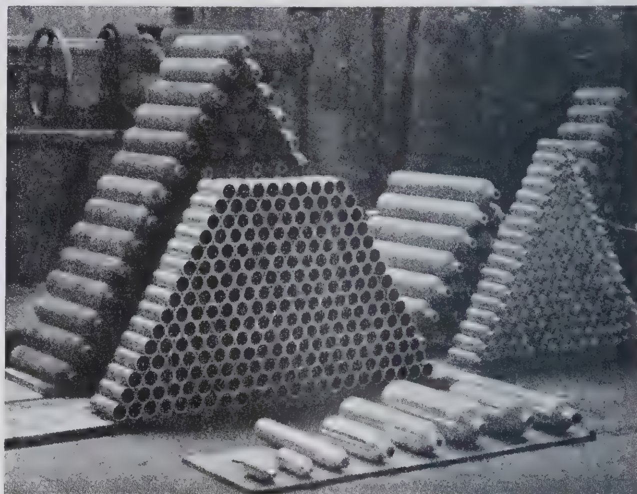


Fig. 10.
Bombole di diverse grandezze in lega leggera

dimostra che oggi, dopo un periodo di studi e di prove relativamente limitato, si possono fabbricare bombole di pressione in lega leggera di esecuzione tecnicamente perfetta.

P. R.

c) Industrie chimiche ed alimentari

R. B. Derr - **Essiccazione di aria e di gas industriali con allumina attivata** - « Ind. Eng. Chem. » XXX, pp. 184-186 (1938).

I notevoli progressi effettuati sia nello studio come nelle applicazioni delle sostanze assorbenti hanno permesso di scoprire nell'allumina doti spiccate per questo scopo.

L'allumina è una sostanza solida, inerte, porosa, granulare, capace di asportare praticamente il 100% dell'umidità da un gas che vi passi attraverso, e di assorbire acqua fino al 14% del suo peso. Questi dati vennero ricavati sperimentalmente con dell'aria umida che attraversava una torre contenente questo nuovo tipo di assorbente e che era mantenuta ad una temperatura di 30°C. Finita l'operazione, l'allumina veniva subito riattivata con una corrente di aria calda in modo da essere nuovamente pronta per un immediato uso.

Il processo si presta ottimamente, come è facile intuire, sia per una disidratazione parziale come per una disidratazione totale. E' logico anche che, a parità di peso di gas essiccato, l'essiccazione totale presenta maggiori difficoltà.

Ci si può chiedere che grado di essiccazione ha un gas ad operazione avvenuta. I dati di molti lavori eseguiti sull'argomento (1-5) in questione, permettono di rispondere che il gas può essere essiccato sino a contenere non più di 0,002 mgr. di umidità per litro. Questo — del resto — è il tenore di umidità dell'aria in equilibrio col ghiaccio a — 70°C.

Esaminiamo ora per prima l'essiccazione totale.

Per eseguire questa operazione in modo completo sono necessari degli strati di assorbente piuttosto spessi, dimensionando l'altezza della torre in modo da presentare una resistenza compatibile al movimento del gas, come pure una facilità di costruzione. Inoltre l'aria calda, necessaria per riattivare l'allumina, viene fatta passare in senso contrario a quello del gas precedentemente essiccato per favorire in tal modo una eliminazione completa di ogni traccia di umidità presente.

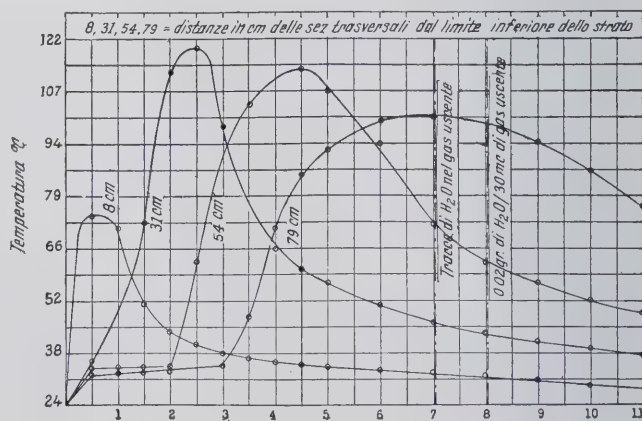


Fig. 1 - Temperatura riscontrata nelle sezioni trasversali di uno strato di allumina attivata, non raffreddata, dello spessore di 81 cm e del diametro di 36,5 cm, facendo passare aria da essiccare a 270°C.

Notevole importanza ha lo studio del calore sviluppato durante la disidratazione del gas. Dati sicuri affermano che l'assorbimento di 1 kg di acqua, sviluppa una quantità di calore equivalente a quella provocata dalla condensazione di 1 kg di vapore.

Se ad esempio si essicca dell'aria che contiene dell'umidità in misura di 0,45 gr. per ogni 30 litri, circa 300 cal. verranno convertite da calore latente in calore sensibile per ogni 30 m^3 di questo gas. Questo è sufficiente per alzare la temperatura dell'aria, misurata a pressione normale di circa 30°C. Non è possibile — tuttavia — notare questo aumento di temperatura nel gas uscente, perchè l'allumina localizza lo sviluppo di calore dove più forte è l'assorbimento. Poi man mano la temperatura del gas uscente cresce e tende ad un massimo raggiunto il quale il potere assorbente diminuisce. L'andamento del fenomeno è chiaramente illustrato nella fig. 1. L'A. adoperò dell'aria a 27°C e contenente dell'umidità in misura di 0,58 gr. per ogni 30 litri.

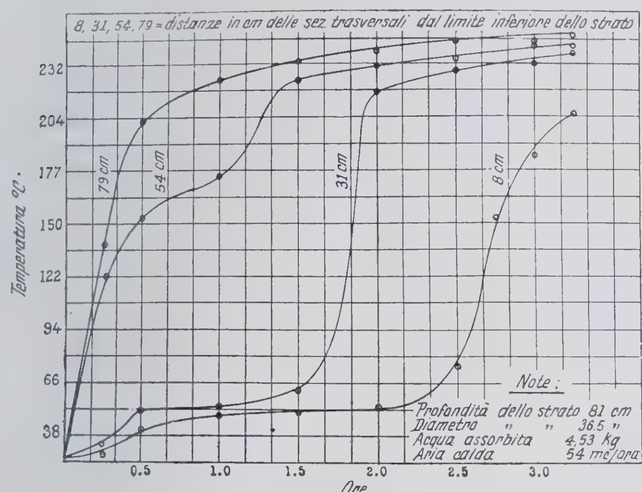


Fig. 2 - Temperature riscontrate nelle sezioni trasversali di uno strato di allumina durante attivazione con aria riscaldata a 240°C.

La quantità d'aria che attraversava lo strato assorbente non raffreddato dello spessore di 81 cm circa era uguale a 140 litri/ora per 0,5 kg di allumina presente. La massima temperatura riscontrata nell'assorbente fu di 105°C; l'aria uscente era perfettamente secca. Dopo un'ora si cominciarono a notare tracce di umidità in misura di 0,02 gr per ogni 30 litri di gas. Il tenore di umidità si era abbassato quindi da 0,58 gr a 0,02 gr per ogni 30 litri. Il rendimento era del 96%.

Le notevoli migliorie apportate al metodo hanno permesso la eliminazione del calore di condensazione, con vantaggi sensibilissimi.

In quanto alla durata del contatto fra il gas da essiccare e l'allumina attivata è opportuno evitare che quantità eccessive di gas attraversino lo strato assorbente; ciò provocherebbe una sensibile diminuzione del suo rendimento.

La temperatura necessaria alla riattivazione dell'allumina ha anch'essa una importanza notevole. Come l'A. ha precedentemente accennato l'aria riscaldata ad una temperatura di circa 240°C viene fatta passare attraverso lo strato assorbente in direzione contraria al senso del gas prima essiccato. La fig. 2 mette in evidenza le varie temperature assunte dagli stessi strati di allumina già considerati nella fig. 1. Nei primi due strati di assorbente (79 cm e 74 cm) la temperatura sale rapidamente, poichè l'umidità presente nell' allumina è relativamente poca. Negli altri due strati invece (31 cm e 8 cm) ciò non avviene in quanto, data la forte percentuale di umidità presente ha luogo una notevole evaporazione che mantiene la temperatura dell'assorbente intorno ai 50°C. Allorchè la temperatura inizia a salire rapidamente, la riattivazione appare praticamente completa.



Fig 3 - Apparecchio per l'essiccazione dell'idrogeno sottoposto ad una pressione di 140 kg/cm².

Le applicazioni di questo processo sono numerosissime. Molte sono le industrie che abbisognano di gas perfettamente disidratati: così ad esempio, la ricottura degli acciai, anche se in atmosfera riducente, l'idrogenazione degli oli vegetali e molte altre.

Nei processi di idrogenazione inoltre, i gas che sono sottoposti a delle pressioni elevate vengono ugualmente essiccati senza alcuna difficoltà. L'allumina viene riattivata sul posto qualora l'operazione si renda necessaria, senza variare le pressioni in gioco (fig. 3).

Quando l'essiccamento viene effettuato su quantità di gas

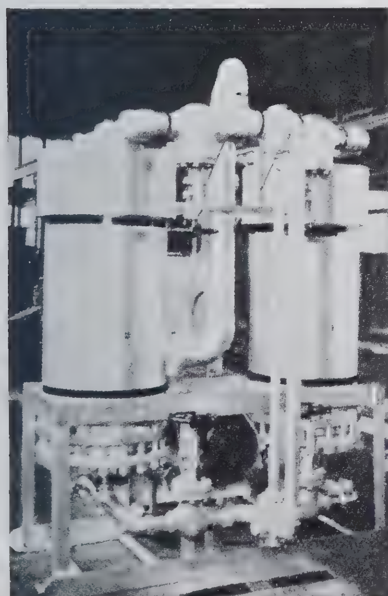
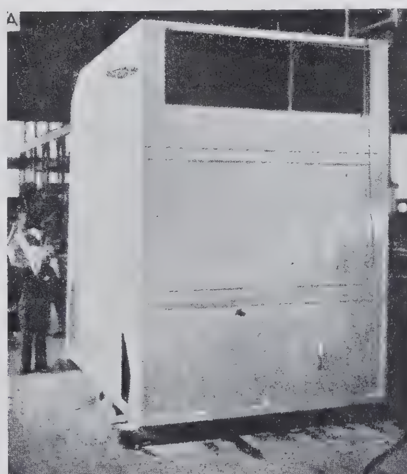


Fig. 4 - Apparecchio per l'essiccazione dell'anidride carbonica sottoposta ad una pressione di 35 kg/cm².





Figg. 5 A e 5 B - Due apparecchi capaci di asportare rispettivamente 200 kg e 300 kg di acqua all' ora da aria a pressione normale.

sottoposto a pressioni elevate è bene curare che esse non si avvicinino troppo alla pressione critica; si può verificare l'inconveniente che del gas venga assorbito e condensato nei pori dell'allumina il che ridurrebbe in tal modo il suo potere disidratante. Ciò si verifica abbastanza frequentemente nell'essiccazione della anidride carbonica nella fase finale di compressione per la produzione del ghiaccio secco (80 kg/cm² circa). La pratica dimostra però che se il gas viene essiccato dopo la seconda fase di compressione anzichè dopo l'ultima, si può ovviare a questo inconveniente, diminuendo anche il costo dell'impianto (fig. 4).

Non è possibile fissare un costo per la produzione del gas secco. Per ogni m³ di gas esso è legato intimamente alla frequenza delle riattivazioni richieste. Tanto il volume del gas essiccato quanto la disidratazione per unità di volume, stanno in funzione inversa al contenuto di umidità iniziale. La riattivazione dell'allumina comporta una spesa che, in proporzione, è la più forte; essa però può essere notevolmente ridotta in quegli impianti dove esistano delle sorgenti di calore superfluo.

Passiamo ora all'essiccazione parziale.

Questo processo trova normale applicazione, là dove sono in gioco grandi masse di gas, e dove è necessario eliminare accuratamente ogni sorta di resistenze passive. Un impianto del genere, consta normalmente di un paio di strati di assorbente molto bassi — appunto per diminuire la resistenza offerta — e di un sistema di inversione per alternare il passaggio del gas da essiccare con l'aria calda destinata alla riattivazione dell'allumina. Furono oggetto di studio pure degli strati disposti su piani rotanti provvisti di un distributore centrale destinato sia per l'aria calda quanto per il gas da essiccare.

Questi impianti hanno il vantaggio di essere di una grande semplicità e di minimo ingombro. La fig. 5 A mette in evidenza l'apparecchiatura di un impianto capace di eliminare 200 kg di acqua all'ora e che ha bisogno di uno spazio non superiore ai 27 m². Così pure l'altra unità mostrata in fig. 5 B è capace di eliminare 300 kg di acqua all'ora, ha come misure d'ingombro cinque metri di diametro per cinque di altezza. In queste misure sono inclusi tutti gli impianti accessori, come motori, soffiatori ecc.

In quanto al condizionamento dell'aria l'A. mette in evidenza che questa applicazione si adatta molto più favorevolmente al campo industriale che non a quello civile; questo anzitutto perchè oltre all'essiccamento dell'aria si deve provvedere all'eliminazione del calore sensibile; inoltre perchè ogni impianto deve venir progettato singolarmente in modo da ottenere il massimo beneficio col minimo costo possibile. In questo campo il progresso sarà evidente allorchè l'impianto di deumidificazione sarà unito ad un sistema di refrigerazione. F. S.

(1) Bower, Bur. Standards I. Research, 12, 241 (1934).
(2) Dover and Marden, I. Am. Chem. Soc., 39, 1609 (1917).
(3) Iohnson, Ibid., 34, 911, (1912).
(4) Muuro and Iohnson Ind. Eng. Chem. 17, 88 (1925).
(5) Yoe, Chem. News 130, 340 (1925).

e) Varie

C. E. Sims e F. B. Dahle - **Effetto dell'alluminio sulle proprietà di un acciaio a tenore medio di carbonio** - «A. F. A. Preprint» 38-22.

L'uso dell'alluminio nell'acciaio come disossidante risale sin dal 1859. Benchè allora l'industria dell'acciaio fosse ai suoi primi passi, si riconosceva già nell'alluminio un valido aiuto per evitare la porosità nei getti. Questa proprietà è stata finora sempre accettata, benchè non si conoscesse con precisione il meccanismo del fenomeno (1,2).

Se sono noti i vantaggi ricavabili con l'aggiunta di alluminio nell'acciaio, sono palesi però anche gli svantaggi. Infatti, questo metallo leggero, fu considerato più volte come un distruttore delle buone proprietà fisiche di un acciaio. Talune di queste



Fig. 1 - Micrografie di un acciaio esente da alluminio. Sono visibili le inclusioni di solfuri e di silicati. Elevata duttilità. (Senza attacco; 250 ingrand.).

accuse non sono senza fondamento perchè numerosi dati possono dimostrare come piccole aggiunte di alluminio riducano la duttilità di un acciaio a meno della metà del valore originario.

Questa scarsa duttilità era attribuita, fino a poco fa, alla presenza di ossido di alluminio nell'acciaio (1, 3). La questione ora è stata pienamente appurata e si è notato che la causa dipende unicamente dalla formazione di solfuri, l'effetto dei quali, è sentito più che per la quantità realmente presente, per la natura della loro distribuzione. Inoltre Sims e Lilliequist (4) dimostrarono che un acciaio può contenere una percentuale considerevole di allumina, e conservare un'ottima duttilità, purchè esso includa un tipo adatto di solfuro. Infatti un acciaio che ha subito una disossidazione con manganese e silicio, conterrà normalmente due specie di inclusioni: silicati di ferro-manganese e solfuri di ferro-manganese. Tali inclusioni posseggono una forma rotonda e sono di dimensioni varie a secondo della sezione del getto. La fig. 1 mostra una micrografia eseguita su un tale tipo d'acciaio.

Se ora quest'acciaio viene disossidato con una quantità appena sufficiente di alluminio, si nota subito un grande mutamen-



Fig. 2 - Micrografia di un acciaio contenente il 0,025% di alluminio. Le inclusioni di silicati sono scomparse. Si notano solo i solfuri e tracce di allumina. Bassa duttilità. (Senza attacco 250 ingrand.).

to nella forma di queste inclusioni. Scompaiono i silicati che vengono sostituiti da fiocchi di allumina. I solfuri sono visibili spesso sotto un aspetto pellicolare ed appaiono come appartenenti ad un eutettico di metallo e solfuro. Essi formano in tal modo una rete che avvolge i cristalli primari formando zone

di minore resistenza e influenzando le caratteristiche fisiche dell'acciaio, riducendo in tal maniera sensibilmente la sua duttilità. La fig. 2 mostra la micrografia di un acciaio contenente il 0,025% di alluminio.

Gli AA. per ricavare i campioni necessari per questa ricerca si servirono di un forno ad induzione ad alta frequenza (1800 periodi) contenente un crogiuolo di silice della capacità di circa 45 kg. Il carbonio veniva normalmente aggiunto come grafite artificiale prima del riscaldamento del forno, mentre gli altri costituenti presenti, in leghe ferrose di nota composizione venivano aggiunti quando l'acciaio era fuso. Il tempo necessario per fondere ed ultimare la colata era di rado superiore a mezz'ora. Ultimata la fusione l'acciaio veniva colato nella forma (fig. 3). I due talloni che sporgono dalla massa del getto servivano per ricavare i provini per le prove di resilienza e di trazione.

51 mm
99 mm
19 mm R
Barretta per prove resistenza all'urto (Izod)
Barretta per prove di trazione
22.4 mm — 28.4 mm — 41.4 mm — 28.4 mm — 22.4 mm
143 mm

Fig. 3 - Sezione del getto.

Per poter disporre di dati facilmente confrontabili tutti i campioni così ricavati subivano il medesimo trattamento termico a 900°C per due ore. Questo trattamento — detto di normalizzazione — veniva seguito da un altro che consisteva nel tenere i campioni alla temperatura di 400°C per altre due ore. I campioni venivano quindi confezionati in sbarrette di trazione del diametro di 0,050 pollici e in barrette con intaglio a V secondo il sistema Izod.

L'acciaio usato per queste prove è noto sotto il nome di « grade B Cast Steel »; è un acciaio al carbonio che ha le seguenti caratteristiche:

Carico di rottura	49 kg/mm²
Carico di snervamento	27 kg/mm²
Allungamento su 50 mm	24 %
Strizione	36 %

Per eliminare ogni possibile variazione di duttilità gli AA hanno cercato di mantenere un tenore costante nelle percentuali dei vari componenti e cioè: carbonio 0,26÷0,30%, Manganese 0,6÷0,8%, silice 0,3÷0,4%.

Nelle prime prove l'alluminio venne aggiunto in quantità non superiore al 0,05%. Inoltre si eseguirono molte fusioni per provare diversi tipi di disossidanti e per poter in seguito confrontare i vari risultati con quelli ottenuti con l'uso dell'alluminio. La tab. I riporta tutte queste esperienze.

TABELLA I.

Effetto prodotto sulle caratteristiche fisiche da vari procedimenti di fusione.

Colata N.	Procedimenti di fusione adottati	Composizione chimica						Caratteristiche fisiche				
		C %	Mn %	Si %	P %	S %	Al aggiunto %	Carico di snervamento kg/mm²	Carico di rottura kg/mm²	Allung. %	Strizione %	Resistenza all'urto Izod kgm
2327	1	0.28	0.86	0.37	0.021	0.035	—	36.90	59.40	28.50	52.00	5.50
2386	1	0.28	0.79	0.41	0.026	0.036	0.05	35.50	56.60	26.50	43.00	6.55
2303	1	0.26	0.78	0.34	0.023	0.035	0.05	34.00	53.00	28.00	41.50	6.40
2448	2	0.25	0.84	0.39	0.024	0.034	—	32.00	55.54	31.50	57.50	6.55
2449	2	0.27	0.84	0.36	0.025	0.033	0.05	33.00	54.50	32.50	53.00	7.70
2328	3	0.28	0.85	0.36	0.018	0.035	—	35.15	59.00	29.50	54.00	5.10
2387	3	0.25	0.70	0.36	0.023	0.036	0.05	36.10	55.99	27.50	44.50	6.40
2450	4	0.26	0.78	0.36	0.023	0.034	—	32.34	54.13	32.50	57.50	6.10
2251	4	0.29	0.77	0.35	0.022	0.037	0.05	33.40	53.43	29.00	47.00	6.40
2388	5	0.28	0.80	0.38	0.025	0.036	—	35.15	58.35	29.50	51.00	5.20
2389	5	0.27	0.79	0.36	0.022	0.036	0.05	37.00	56.24	28.50	46.50	6.60
2452	5	0.26	0.80	0.31	0.023	0.037	—	33.40	56.24	32.50	56.50	6.10
2453	5	0.28	0.81	0.34	0.025	0.037	0.05	35.85	54.83	29.00	53.50	7.50
2392	6	0.25	0.81	0.35	0.016	0.035	0.05	33.74	53.80	28.50	46.50	7.00
2454	6	0.30	0.84	0.39	0.021	0.034	0.05	35.85	55.10	30.00	50.50	7.50
2394	7	0.26	0.88	0.37	0.016	0.034	0.05	36.90	55.10	28.00	46.50	7.00
2395	7	0.26	0.86	0.37	0.018	0.034	—	34.00	57.65	29.50	49.00	6.90
2486	7	0.26	0.87	0.37	0.023	0.034	—	35.50	58.00	30.00	58.00	6.00
2457	7	0.28	0.88	0.38	0.023	0.034	0.05	38.66	58.85	28.00	50.50	5.65
2458	8	0.25	0.82	0.34	0.026	0.034	0.05	34.80	54.83	30.00	49.00	6.80
2459	8	0.23	0.84	0.35	0.023	0.034	0.05	34.80	54.13	28.00	47.00	5.40
2619	9	0.30	0.82	0.36	0.015	0.034	0.05	35.85	56.94	30.50	49.00	5.80
2670	9	0.35	0.79	0.43	0.015	0.035	—	33.40	59.40	23.50	36.50	4.35

Procedimenti di fusione adoperati:

N. 1. Fusione disossidata con silicio e manganese a 1500°C, quindi riscaldata a 1600°C prima della colata.

N. 2. Fusione disossidata con silicio e manganese a 1500°C, quindi riscaldata a 1560°C prima della colata.

N. 3. Fusione disossidata con silicio e manganese a 1630°C quindi raffreddata a 1600°C prima della colata.

N. 4. - Fusione disossidata con silicio e manganese a 1580°C quindi raffreddata a 1540°C.

N. 5. Vennero aggiunte piccole quantità di scaglie di laminatoio prima di effettuare la disossidazione.

N. 6. Fusione eseguita con aggiunta di alluminio prima della disossidazione.

N. 7. Il contenuto finale in silicio rappresenta il silicio residuo.

N. 8. L'alluminio venne aggiunto al momento della colata.

N. 9. Fusione operata in atmosfera riducente.

TABELLA 2.

Effetto del manganese e dello zolfo sulle caratteristiche fisiche.

Colata N.	Composizione chimica					Caratteristiche fisiche				
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Carico di snervamento kg/mm²	Carico di rottura kg/mm²	Allungamento %	Strizione %	Resistenza all'urto Izod kgm
2414	0.27	0.49	0.37	0.018	0.021	30.93	52.73	32.50	55.00	10.20
2432	0.24	0.99	0.39	0.019	0.021	36.55	56.24	32.00	56.50	10.40
2433	0.26	1.51	0.41	0.017	0.020	42.50	63.27	30.00	62.50	12.50
2408	0.28	0.60	0.35	0.018	0.050	30.93	53.80	29.00	43.00	5.50
2410	0.25	1.07	0.37	0.022	0.051	40.50	58.85	28.00	47.00	5.70
2434	0.27	1.60	0.38	0.019	0.057	44.99	63.27	24.00	36.50	4.55
2409	0.29	0.63	0.38	0.019	0.071	33.74	54.50	20.50	22.50	4.10
2411	0.26	1.05	0.38	0.021	0.073	39.37	57.20	25.50	34.00	4.25
2413	0.26	1.60	0.41	0.020	0.073	50.00	63.27	22.50	27.50	3.65

E' interessante rilevare da essa come nessun acciaio dia dei valori di duttilità inferiori ad un dato limite mentre, contrariamente a quanto si poteva supporre, alcuni getti in cui è presente l'alluminio forniscono un'ottima duttilità.

Si può affermare — in generale — che una lieve aggiunta di alluminio (circa il 0,05) in un acciaio, porta come conseguenze un leggero aumento del carico di snervamento, una diminuzione della duttilità ed un aumento, infine, della resistenza all'urto. Le cifre che qui seguono confermano quanto abbiamo ora detto:

	Allung. %	Striz. %	Resist. all'urto Izod kgm
Acciaio non disossidato con allum.	29,7	52,40	35
Acciaio disossidato con 0,05% di allum.	29,00	45,20	40

Gli AA. inoltre sono riusciti ad identificare una corrispondenza molto interessante tra le caratteristiche fisiche di un acciaio e la sua microstruttura. Infatti, da prove eseguite, essi notarono che un campione opportunamente disossidato con alluminio ed avente una scarsa duttilità rivelava delle inclusioni di solfuro che si presentavano in una forma eutettica ben definita, mentre in un campione dotato di una buona duttilità, queste inclusioni si rivelavano in una forma molto più irregolare.

Grazie alla grande affinità per lo solfo, il manganese si presta egregiamente per determinare l'effetto dei solfuri sulle caratteristiche fisiche di un acciaio. Gli AA. ne approfittarono per creare un metodo di indagine sicuro, adoperando quantità stabilite di manganese e di solfo.

A tal uopo venne fatta una serie di fusioni il cui contenuto in solfo variava da 0,02 a 0,07% mentre il manganese oscilla-

TABELLA 3.

Effetto dell'alluminio e dello zolfo sulle caratteristiche fisiche.

Colata N.	Composizione chimica						Caratteristiche fisiche				
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Alluminio aggiunto %	Carico di snervamento kg/mm²	Carico di rottura kg/mm²	Allung. %	Strizione %	Resistenza all'urto Izod kgm
2792	0.28	0.68	0.32	0.016	0.019	—	32.00	53.10	34.00	61.50	8.50
2793	0.28	0.70	0.35	0.015	0.020	0.025	32.70	52.73	32.50	55.50	8.20
2794	0.29	0.69	0.36	0.018	0.019	0.050	32.34	52.73	33.00	58.50	9.25
2792	0.29	0.69	0.38	0.018	0.018	0.10	33.40	53.43	34.00	58.00	10.60
2796	0.31	0.72	0.39	0.018	0.020	0.15	33.04	54.50	31.00	57.50	11.20
3241	0.31	0.79	0.41	0.029	0.019	0.25	39.00	58.70	30.50	54.50	9.00
2798	0.29	0.66	0.27	0.011	0.031	—	31.30	51.70	34.00	56.50	8.40
2798	0.28	0.66	0.27	0.012	0.029	0.025	32.34	51.70	29.50	46.00	6.55
2791	0.29	0.79	0.40	0.012	0.035	0.05	34.80	54.13	31.00	49.00	6.80
2799	0.28	0.65	0.30	0.011	0.031	0.075	31.63	51.32	32.50	53.00	7.00
2800	0.26	0.64	0.28	0.010	0.030	0.10	31.63	49.91	33.00	53.50	8.55
3202	0.28	0.76	0.42	0.017	0.032	0.25	33.74	55.90	30.50	49.00	7.10
2802	0.28	0.62	0.31	0.011	0.041	—	32.70	52.02	32.00	50.50	5.75
2807	0.28	0.67	0.33	0.010	0.044	—	34.10	52.73	33.50	55.00	6.55
2803	0.28	0.65	0.31	0.011	0.037	0.015	32.34	52.37	26.50	35.50	4.50
2808	0.28	0 64	0.32	0.012	0.046	0.015	32.34	52.37	31.50	49.50	6.20
2304	0.29	0.64	0.32	0.012	0.038	0.025	33.04	52.02	26.00	37.00	5.65
2809	0.29	0.68	0.32	0.011	0.045	0.025	33.04	52.02	21.50	25.00	3.75
2805	0.28	0.67	0.32	0.011	0.042	0.05	33.04	52.02	30.00	50.50	6.00
2810	0.28	0.62	0.31	0.011	0.041	0.05	32.34	52.37	30.00	48.00	6.10
3800	0.29	0.63	0.33	0.012	0.040	0.075	34.10	52.73	30.50	47.50	6.30
2811	0.27	0.69	0.35	0.012	0.042	0.075	33.74	52.37	30.00	44.50	5.60
3203	0.28	0.75	0.42	0.020	0.037	0.15	33.04	55.90	31.50	47.50	5.60
3204	0.28	0.80	0.43	0.016	0.039	0.25	35.85	55.90	30.50	48.50	7.20
3205	0.28	0.77	0.38	0.019	0.061	—	32.34	55.10	29.50	46.00	4.45
3206	0.29	0.80	0.42	0.019	0.061	0.015	33.40	54.50	18.50	20.00	2.95
3207	0.29	0.78	0.41	0.019	0.060	0.025	34.45	55.54	26.00	35.50	3.60
3208	0.28	0.72	0.39	0.016	0.062	0.05	32.34	53.80	27.00	38.50	4.35
3209	0.29	0.76	0.42	0.021	0.061	0.10	34.80	54.83	27.00	39.50	4.75
3210	0.28	0.80	0.38	0.016	0.062	0.25	34.10	54.13	28.50	42.00	5.20

va tra il 0,5% e 1,5%. Tutte queste fusioni vennero disossidate con l'aggiunta del 0,05% di alluminio. La composizione e le proprietà fisiche dei materiali così ricavati sono visibili nella tabella 2.

Passiamo ora ad osservare le variazioni di duttilità di un acciaio che possono verificarsi con aggiunte varie di alluminio.

Per queste prove si usarono dei campioni con diverso tenore di solfo e precisamente: 0,02%, 0,03%, 0,04% e 0,06%.

Prima di subire le prove fisiche i provini venivano trattati a 900°C quindi a 400°C. I dati raccolti nella tab. 3 rappresentano le medie delle prove eseguite. Si noti la notevole uniformità della resistenza nei diversi acciai. Le piccole differenze dipendono unicamente dal contenuto di carbonio e di manganese.

E' interessante inoltre notare graficamente come una piccola aggiunta di alluminio in un acciaio produca dapprima una diminuzione della duttilità e della resistenza all'urto fino ad un

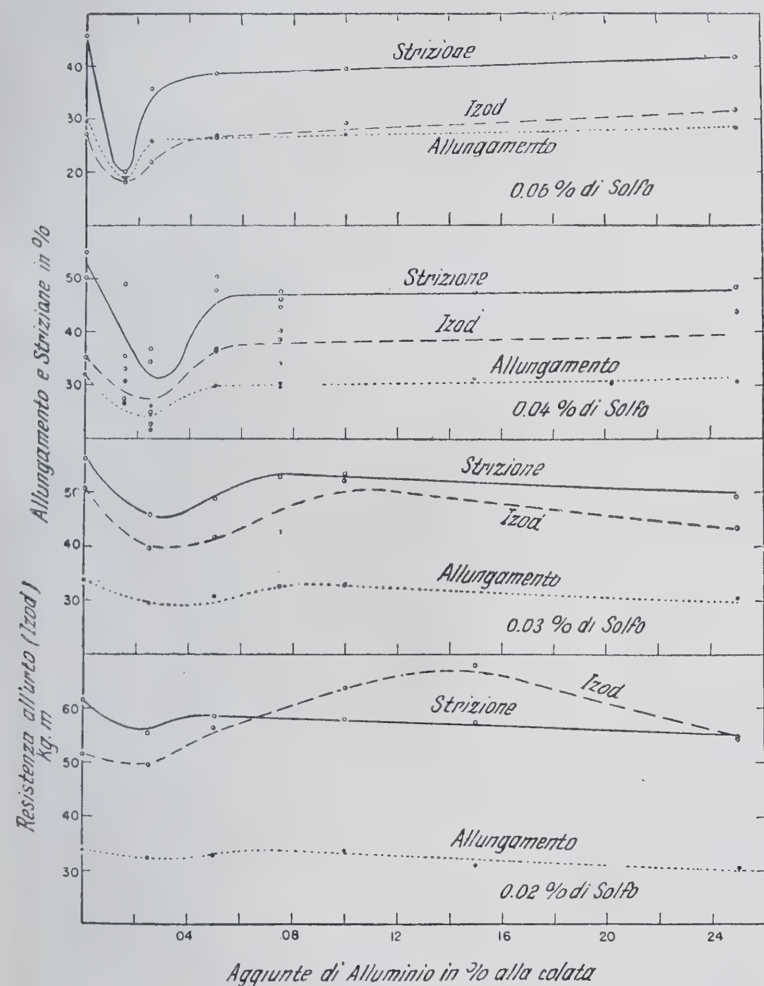


Fig. 4 - Effetto dell'alluminio sulla duttilità e sulla resistenza all'urto (Izod) dell'acciaio « Grade B ».

minimo, superato il quale, entrambe risalgono fino a raggiungere un dato valore. Per quanto riguarda la duttilità questo valore è leggermente inferiore a quello di un acciaio privo di alluminio. Ulteriori aggiunte di alluminio portano uno scarsissimo contributo all'incremento della duttilità. Pur tuttavia se queste aggiunte non contribuiscono in maniera sensibile allo scopo a cui son destinate, esse sono perfettamente innocue per quanto riguarda la duttilità dell'acciaio (fig. 4). In quanto alla resistenza all'urto, la curva risale fino ad un valore leggermente superiore a quello di un acciaio esente d'alluminio.

L'andamento del fenomeno è anche chiaramente visibile osservando dalle micrografie i diversi aspetti che subiscono le inclusioni presenti nell'acciaio con l'aggiunta di quantità sempre più elevate di alluminio.

Partendo da un acciaio di elevata duttilità completamente privo di alluminio (fig. 1), la micrografia permette di rivelare le inclusioni di forma tondeggiante formate come abbiamo già visto essenzialmente da silicati e da solfuri. Aggiungendo a quest'acciaio il 0,025% di alluminio, i silicati scompaiono completamente; sono visibili unicamente i solfuri in una forma simile a quella di un eutettico. Questo tipo d'inclusioni è causa appunto della bassa duttilità iniziale.

Con l'aggiunta del 0,05% e del 0,075% di alluminio il caratte-

Fig. 5 - Micrografia di un acciaio contenente il 0,05% di alluminio. Buona duttilità. (Senza attacco; 250 ingrand.).

ristico aspetto di queste inclusioni varia ancora (figg. 5 e 6); la duttilità risale fino a raggiungere, come sappiamo, un valore di poco inferiore a quello originario.

I continui mutamenti di queste inclusioni di solfuro hanno come causa fondamentale la loro solubilità. Durante il raffreddamento, i solfuri presenti in un acciaio sono concentrati nella soluzione madre sino a raggiungere la saturazione. A questo punto essi iniziano a precipitare formando conseguentemente le inclusioni. Variando quindi la solubilità la precipitazione avrà inizio a diversi periodi di raffreddamento. Il solfuro di ferro — inoltre — è quasi completamente solubile nel ferro fuso. E' pur vero che ad alte concentrazioni il solfuro di ferro ed il ferro cristallizzano in un eutettico col 31% di solfo, ma, a basse concentrazioni, l'eutettico non si forma, ed il solfuro si presenta

Fig. 6 - Micrografia di un acciaio contenente il 0,075% di alluminio. (Senza attacco; 250 ingrand.).

con l'aspetto di una pellicola che riveste i cristalli. Il meccanismo di questa formazione dipende dal fatto che, durante il raffreddamento, il ferro cristallizza fuori dalla soluzione che si arricchisce man mano di solfuro, fino a che non rimane che quest'ultimo negli intestizi tra cristallo e cristallo.

In quanto alla solubilità del solfuro di manganese presente nell'acciaio essa è variabile sopratutto con la composizione di quest'ultimo. Nell'acciaio a basso tenore di carbonio la solubilità è influenzata dall'ossigeno presente, in ragione inversa al

quantitativo di quest'ultimo. Allorchè l'acciaio contiene ossigeno attivo (sotto forma di FeO ad es.), si verifica che durante la solidificazione, precipitano i solfuri e gli ossidi insieme. Entrambi sono solubili vicendevolmente allo stato fuso ma si separano durante la solidificazione.

Tutti gli acciai che gli AA. hanno considerato in questa memoria, contengono silicio in quantità non superiore al 0,3÷0,4%. Secondo il Chipman (5) un acciaio contenente il 0,35% di silicio, a 1600°C, avrà presente pure il 0,02% di FeO in equilibrio con quest'ultimo. Durante il raffreddamento l'ossido di ferro reagisce col manganese e col silicio per dar luogo ad un silicato di ferro-manganese. La fig. 1 mette in evidenza questi silicati. Non bisogna però credere che tutti abbiano avuto questa origine. Infatti un'analisi operata su queste inclusioni, rivelò una percentuale di ossido (compresi i silicati) superiore a quanto si poteva teoricamente prevedere, in considerazione dell'equilibrio col FeO. L'ossigeno presente è sufficiente per abbassare notevolmente la solubilità del solfuro di ferro manganese e per farlo precipitare sotto forma di inclusioni dall'aspetto tipicamente tondeggiante.

In assenza di ossigeno la solubilità del solfuro di manganese aumenta a tal punto, che esso precipita come eutettico con una piccola dose di ferro presente.

Il Chipman, considerando l'energica azione disossidante dell'alluminio sull'acciaio, dimostrò che l'equilibrio costante a 1600°C è di 7×10^{-13}; ciò significa che se vi è presente solo il 0,01% di alluminio inossidato, non si potrà notare un terrore maggiore del 0,002% di FeO nell'acciaio.

Stando così le cose l'alluminio tenderà ad ossidarsi completamente a meno che esso non sia in eccesso rispetto all'ossigeno presente nell'acciaio, in tal caso esso ridurrà tutti gli ossidi.

Il silicio presente nell'acciaio, prima di un'eventuale aggiunta, varia intorno al 0,05% ed il FeO in equilibrio con esso intorno al 0,053%. Aggiungendo il 0,35% di silicio, ad esempio, la reazione



$$2\,Si + 2\,FeO \rightleftarrows SiO_2 + 2\,Fe$$

procede da sinistra a destra fino a raggiungere un equilibrio col 0,02% di FeO. Ulteriori piccole aggiunte d'alluminio agiranno sul FeO, ma faranno sì che la reazione proceda da destra a sinistra per mantenere costante l'equilibrio, fino a che vi è del SiO_2 presente.

Avendo cura di evitare ogni perdita di SiO_2 nelle scorie, si è visto, che è necessaria la medesima quantità di alluminio per disossidare completamente un acciaio già disossidato col silicio, quanta ne occorre senza l'uso del silicio; conclusione del resto giustificata dall'assenza completa di silicati negli acciai contenenti dell'alluminio residuo. Avvenuta la disossidazione ed in assenza di qualsiasi eccesso di alluminio, i solfuri raggiungono la massima solubilità e precipitano in forma di eutettico. In queste condizioni la duttilità dell'acciaio è minima.

Quando invece l'alluminio è in eccesso rispetto all'ossigeno presente nell'acciaio, dato il calore di formazione sia del solfuro di alluminio come quello di manganese, ha luogo facilmente la formazione di solfuro che in presenza di solfuro di ferro si trasforma in solfuro doppio. Ma perchè avvenga facilmente questa reazione l'alluminio deve trovarsi con un eccesso del 50%. La formazione del solfuro di alluminio è favorita dalla presenza del ferro e del manganese.

Le esperienze hanno inoltre permesso di rilevare che l'allumina è perfettamente solubile nel solfuro di alluminio; lo si dimostra osservando che gli acciai contenenti questo solfuro presentano raramente inclusioni di ossido d'alluminio.

Gli AA. infine concludono lo studio eseguendo delle prove su campioni d'acciaio preparati in laboratorio e su altri forniti dalle fonderie delle varie industrie. I dati da essi raccolti, permettono d'indicare come la duttilità, allorchè l'aggiunta di alluminio all'acciaio sia sufficiente per lasciare un notevole residuo inossidato, siano in generale un po' più basse di quanto si possano ottenere in condizioni favorevoli e senza l'uso dell'alluminio. Gli AA. dimostrano tuttavia, che si possono ottenere notevoli vantaggi di disossidazione, e prodotti che posseggono proprietà fisiche che ben rispondono alle caratteristiche del materiale in esame.

F. S.

---

(1) Mc. Crae, J. V. and Dowdell, R. L.: « Deoxidation and Mold Conditions on the Tensile Properties of Carbon Steel Castings », Trans. A.S.S.T., vol. 18, 1930, p. 159.

(2) Melmoth, F. A.: « Variables in Steel Foundry Practice », Trans. A.F.A., vol. 36, 1928, p. 323.

(3) Batty, George: « The Interrelationship of Pin Hole Trouble and the Low Ductility Problem », Trans. A.F.A., vol. 39, 1931, pag. 861.

(4) Sims, C. E. and Lillieqvist, T. A.: « Inclusions-Their Effect Solubility, and Control in Cast Steel », Trans. A.I.M.M.E., 1932.

PROF *UMBERTO FERRARI, Direttore responsabile.* ARTI GRAFICHE STEFANO PINELLI - VIA BORDONI, 2 - MILANO

ALLUMINIO

N. 5

SETTEMBRE-OTTOBRE

1938

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Anno VII - N. 5 Settembre-Ottobre 1938-XVI

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI



Redazione, Amministrazione e Pubblicità:
Via Cappellari N. 2 - **MILANO** - Telefono N. 84-569

Numero separato . . Italia L. **10** - Estero L. **15** — Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
bonamento . . . . . „ „ **50** - „ „ **80** — Italia L. **100** — Estero L. **170**

SOMMARIO

Le Memorie pubblicate nella Rivista vengono compensate.

Ricerche e metodi per la determinazione del magnesio nelle leghe d'alluminio

V. PREVER - S. BERTOLDI - A. BARGAGLIOTTI

Class. Dec. 545 : 669 . 715.721

Nella presente nota sono passati in rassegna vari procedimenti seguiti o che si possono seguire pel dosamento del magnesio nelle comuni leghe dell'alluminio.

Sono messe in evidenza le difficoltà che possono incontrarsi per ottenere un dato attendibile sul reale contenuto di detto elemento, nonchè l'influenza perturbatrice degli elementi concomitanti. In assenza e in presenza del manganese vengono descritti alcuni procedimenti in uso presso i Laboratori d'una importante Industria, procedimenti che hanno fornito in pratica risultati numerici soddisfacenti.

Le leghe d'alluminio, che vanno acquistando in questi ultimi anni sempre maggiore importanza specie nel campo tecnico delle costruzioni leggere, hanno costituito fin dalla loro origine un vastissimo campo di esperienze e di prove, non solo tecnologiche, ma anche analitiche per gli studiosi di questo metallo.

Nelle leghe d'alluminio gli elementi additivi, che sono normalmente impiegati per conferire a questo metallo le migliori caratteristiche cui debbono soddisfare, a seconda delle esigenze richieste, sono generalmente Si, Cu, Mg, Ni, Fe, Mn, Ti, Cr.

Fra questi costituenti è noto come il magnesio giochi un ruolo importantissimo quando si vogliano ottenere le migliori caratteristiche tecnologiche. Perciò data la stretta relazione tra la percentuale del magnesio presente in una lega e le sue corrispondenti caratteristiche pratiche, la determinazione di questo elemento, con la maggiore esattezza possibile, ha sempre costituito una parte preponderante degli studi di ogni Laboratorio d'analisi chimica delle industrie nelle quali la produzione o l'impiego di tali leghe rappresenta una delle lavorazioni più importanti.

Tale determinazione ha in particolar modo valore importantissimo per le fonderie d'alluminio, e ciò nei seguenti casi:

1° Controlli di materiali vergini in arrivo.
2° Controllo della produzione (lingotti, getti od elaborati comunque ottenuti).
3° Utilizzazione degli alluminii di seconda fusione, di origine esterna ed interna.

A scopo di orientamento e di rapida sintesi sia dei vari accertamenti da noi eseguiti, sia delle indicazioni fornite dalla letteratura circa l'analisi delle leghe d'alluminio, sia infine su altri procedimenti da noi particolarmente tentati, riportiamo il prospetto dei varii metodi che verranno in seguito più particolarmente descritti e discussi, nelle loro modalità e nei loro risultati. (*Vedi prospetto allegato*).

Esaminiamo ora i singoli casi contemplati:

CASO A 1. — *Assenza di manganese, non eliminando l'alluminio.*

Si procede a doppia precipitazione a freddo del magnesio come fosfato ammonico-magnesiaco dalla soluzione cloridrica della lega (pesati gr 0.50; soluzione previamente privata dai metalli del 2° gruppo mediante idrogeno solforato) e in presenza di acido tartarico (cc 30 di soluzione al 30%), di cloruro ammonico (sol. normale) con fosfato sodico (soluz. normale) e ammoniaca concentrata (cc 40).

Dati ottenuti su una lega a tenore noto di magnesio (1,29%):

TABELLA 1.

N. ordine delle prove	Mg % teorico	Mg % trovato	Differenza
1	1.29	1.45	+0.16
2	1.29	1.48	+0.19
3	1.29	1.44	+0.15
4	1.29	1.49	+0.20

Le differenze in più trovate sono da attribuire principalmente a due cause:

1ª Precipitazione parziale dell'alluminio col magnesio, anche dopo una seconda precipitazione.
2ª Modalità di precipitazione.

E' stato inoltre constatato d'accordo con altri sperimentatori (1) che, nelle condizioni su indicate, quando il magnesio è < 0,40%, si ha una precipitazione molto lenta ed incompleta, anche mediante prolungata agitazione.

CASO A 2 α. — *Assenza di manganese eliminando l'alluminio con ammoniaca in presenza di cloruro ammonico.*

CASO A 2 β. — *Assenza di manganese eliminando l'alluminio con ammoniaca, solfuro ammonico in presenza di cloruro ammonico.*

I dati ottenuti in queste prove sono a noi risultati notevolmente inferiori al tenore reale del magnesio presente nella lega concordemente a quanto già osservato da altri sperimentatori (2) (3) (4).

(1) JANDER e WEBER - Z. angew Chemie 36, 586 (1923).
(2) CURTMAN e MERMELSTE - Rec. Trav. Chim. Pays Bas 53, 34 (1934).
(3) P. AGOSTINI e T. BALDAZZI - An. Chim. applicata 26, 427 (1936).
(4) I. UBALDINI e U. PELAGATTI - La Chimica e l'Industria, marzo 1937, pag. 131.

Caso A 2 γ. — *Assenza di manganese eliminando l'alluminio con idrato sodico nell'attacco.*

Descrizione del procedimento A 2 γ (attacco all'idrato sodico).

Grammi 1 di lega (magnesio = 0,70-0,80% per tenori diversi pesare in proporzione) vengono attaccati con 20 cc di idrato sodico al 25%, in un bicchiere da 300 cc forma alta, coperto da vetro da orologio. Per contenuti in silicio superiori al 4-5% questo elemento non viene completamente attaccato, dando luogo ad inconvenienti nell'esecuzione del procedimento ed a conseguenti imprecisioni nei risultati.

In questo caso gr 10 di idrato sodico all'alcool, in bastoncini, saranno posti nel bicchiere d'attacco assieme ai trucioli della lega, aggiungendo quindi 20-25 cc di acqua poco a poco (in 10' circa); la reazione è più violenta, l'attacco del Silicio è però completo (5).

Finito l'attacco si diluisce con acqua a 150 cc; si fa bollire per circa 10' e si filtra lavando 4-5 volte con acqua calda all'1% di idrato sodico. Si sciolgono sul filtro stesso i metalli indisciolti con 10 cc di acido nitrico 1 : 1 e 1,5 cc di acido solforico 1 : 1 bollenti, lavando quindi con acqua calda acidulata con acido nitrico.

Il liquido ottenuto, è tirato a secco fino a fumi bianchi, dopo raffreddamento si riprende con 2 cc di acido solforico 1 : 1 e 20 cc di acqua, scaldando fino a soluzione completa; filtrata la silice, si lava con acqua calda acidulata con acido solforico. Qualora interessi anche la determinazione del rame il liquido filtrato (150 cc circa), dopo aggiunta di 2 cc di acido nitrico 1 : 1 è sottoposto, alla temperatura di 60°-70°, aill'elettrolisi con anodo rotante (2 Amp., 4-5 Volta).

In tali condizioni la deposizione del rame è completa in 40'-45'.

Il liquido primitivo, o quello privato del rame per elettrolisi, trattato con 10 cc di cloruro ammonico (soluz. semi normale) 2 cc di acqua ossigenata al 12% è reso leggermente basico all'ebollizione con ammoniaca.

Si mantiene a tale temperatura per circa 10' ottenendosi in tal modo la separazione delle tracce di alluminio e del ferro.

Si filtra e si aggiungono quindi alla soluzione ammoniacale 10 cc di ossalato ammonico (soluzione satura) facendo bollire per 30' ed agitando di frequente.

Dopo la completa deposizione del calcio eventualmente presente, si filtra, lavando con acqua leggermente ammoniacale (6, 7).

Al filtrato, addizionato di alcune goccie di metilarancio e fatto bollire fino ad eliminazione dell'ammoniaca si aggiungono 2 gr di cristalli d'acido citrico, 20 cc di fosfato ammonico soluzione normale e quindi ammoniaca fino a reazione leggermente basica (volume complessivo 300-400 cc per 0,7; 0,8% di magnesio presente).

Si agita quindi con bastoncino di vetro fino alla formazione dei primi cristalli di fosfato ammonico magnesiaco (temperatura del liquido 95°-98°). Dopo mezz'ora di riposo, si aggiungono 100-130 cc di ammoniaca al 10% (in ragione di ⅓ del volume della soluzione) agitando ancora per qualche minuto.

Si filtra il precipitato dopo 4-5 ore di riposo, lavandolo con acqua ammoniacale al 3%; lo si discioglie sul filtro stesso con 20 cc di acido cloridrico 1 : 3 lavando accuratamente con acqua calda.

La soluzione cloridrica, addizionata di alcune goccie di metilarancio, viene neutralizzata quasi completamente con ammoniaca ed addizionata di 2 gr di cristalli d'acido citrico, 20 cc di fosfato ammonico (soluz. normale).

Si precipita quindi con ammoniaca con le stesse modalità prima esposte.

Il precipitato, filtrato dopo riposo, lavato con ammoniaca al 3% e seccato in stufa, viene calcinato fino a peso costante.

Osservazioni al procedimento sopra riportato.

1. - Abbiamo ritenuto opportuno di eliminare le tracce di allumino ancora presenti, perchè si è più volte constatato che, anche in presenza di acido citrico, una parte di queste possono venire trascinate nella precipitazione del magnesio in misura più o meno notevole a seconda delle quantità di magnesio presenti.
2. - L'eliminazione delle tracce di calcio con ossalato ammonico è opportuna e necessaria sempre quando si tratti di metalli di seconda fusione o comunque di provenienza non bene accertabile.
3. - Secondo le prove fatte si è ritenuto più opportuno eseguire la doppia precipitazione del magnesio a caldo come indicato dal Treadwell (8).

Riportiamo nella tabella seguente i dati ottenuti seguendo questo procedimento:

Tabella 2.

N. ordine delle prove	Mg % teorico	Mg % trovato	Differenza
1	1.29	1.28	— 0.01
2	1.29	1.30	+ 0.01
3	1.29	1.30	+ 0.01
4	1.29	1.31	+ 0.02
5	1.29	1.296	+ 0.006

Applicazione del procedimento A 2 γ in presenza di titanio.

Dall'analisi chimica qualitativa è noto come l'ammoniaca e il fosfato ammonico o sodico precipitino il titanio da soluzioni de suoi sali sottoforma rispettivamente di $Ti(OH)_4$ e di $Ti(OH)PO_4$ (fosfato basico). Pertanto sono state da noi eseguite delle prove per cercare di impedire tale precipitazione e si è potuto accertare che, in presenza di acido citrico, non si ottiene più alcun precipitato. Constatato questo, continuando nelle prove, è stato pure osservato che anche in leghe d'alluminio con percentuali note di titanio sempre in presenza di acido

(5) Vedi analisi del Silumin secondo: Analytisches Laboratorium della Metallgesellschaft, metodo Kegelsberger.
(6) A.S.T.M. Des B 70-28 T. A.S.T.M. Tentative Standards 1931, pg. 157-172.
(7) Villavecchia - Trattato di Chimica Analitica, Vol. 1°, pag. 692.

(8) Treadwell - Analisi quantitativa - Ed. Italiana 1929, Vol. II°, pag. 70.

Dosamento del magnesio nelle leghe dell'alluminio

A. esenti da Mn

- *Caso* 1 (non eliminazione dell'Al) – Precipitazione da soluzione tartarica con fosfato sodico, ammoniaca e cloruro ammonico.
- *Caso* 2 (con eliminazione dell'Al)
  - α) - Eliminazione Al con cloruro ammonico e ammoniaca.
  - β) - Eliminazione Al con cloruro ammonico, ammoniaca e solfuro ammonico.
  - γ) - Eliminazione Al nell'operazione d'attacco con idrato sodico

B. Contenenti Mn

- *Caso* 1 (non eliminazione dell'Al, nè del Mn) - Precipitazione come in A. Caso 1°.
- *Caso* 2 (eliminazione dell'Al e Mn insieme)
  - α) - Eliminazione Al con cloruro ammonico e ammoniaca.
  - β) - Eliminazione Al con cloruro ammonico, ammoniaca e solfuro ammonico.
- *Caso* 3 (non eliminazione Al con NaOH nell'attacco)
  - α) - Non eliminando il Mn. Doppia precipitazione come per A 2 γ, senza eliminazione tracce Al.
  - β - Eliminando il Mn
    - I - Con cloruro ammonico, ammoniaca e H_2O_2.
    - II - Con cloruro ammonico, ammoniaca e $(NH_4)_2S$.
    - III - Con ossido di zinco e permanganato di potassio.
    - IV - Con clorato di potassio in soluz. nitrica.
    - V - Con persolfato ammonico.
    - VI - Allo stato di ossidi con procedimento elettrolitico.

citrico, nel precipitato di pirofosfato di magnesio non si riscontra alcuna traccia di titanio.

Concludendo si può dire che nella precipitazione del magnesio da leghe d'alluminio con titanio presente, si può avere la sicurezza dell'assoluta assenza di titanio nel precipitato di fosfato ammonico-magnesiaco quando si operi nelle condizioni del metodo da noi seguito per la determinazione del magnesio e ciè : *I* = eliminazione con ammoniaca prima della precipitazione del magnesio, delle tracce di alluminio e del ferro presente, e, per quanto sopra detto anche del titanio. *II* = precipitazione del magnesio come fosfato ammonico magnesiaco in presenza di acido citrico.

Caso B 1. — *In presenza di manganese non eliminando l'alluminio e il manganese.*

Doppia precipitazione a freddo come pel caso A 1 (non eliminando l'alluminio). I risultati ottenuti sono registrati nella tabella 3.

Tabella 3.

N. d'ordine delle prove	Mg % teorico	Mn % teorico	Mn + Mg calcolati come $Mg_2P_2O_7$	Mn % titolati nel $Mg_2P_2O_7$ e $Mn_2P_2O_7$	Mg% ottenuto per differenza dopo sottr. del Mn come $Mn_2P_2O_7$	Differenza
1	1.29	0.75	1.79	0.41	1.55	0.26
2	1.29	0.75	1.75	0.35	1.55	0.26
3	1.29	2.29	2.35	1.34	1.59	0.30
4	0.75	0.75	0.95	0.12	0.86	0.16
5	0.75	0.75	0.97	0.14	0.89	0.14
6	0.75	0.75	0.93	0.12	0.84	0.09

Dai dati numerici registrati nella tab. 3 si può osservare:

1. - A freddo il manganese precipita (almeno parzialmente) insieme al magnesio come constatato da altri sperimentatori.
2. - L'entità della precipitazione del manganese assieme al magnesio dipende dalla percentuale del manganese presente (vedi prova 3) e dello stesso magnesio (vedi prove N^ri^ 1, 2, 4, 5, 6).
3. - Il magnesio dato per differenza non corrisponde al valore teorico, ma si ottengono risultati simili a quelli esposti nella tabella N. 1 essendosi operato nelle medesime condizioni.

Caso B 2 α. — *Eliminando l'alluminio ed il manganese con ammoniaca in presenza di cloruro ammonico.*

Caso B 2 β. — *Eliminando l'alluminio ed il manganese in presenza di cloruro ammonico con ammoniaca e solfuro ammonico.*

Osservazione. — I dati ottenuti con questi due procedimenti non sono da prendersi in esame, per una perdita di magnesio come nei casi A 2 α e A 2 β e per la non completa eliminazione del manganese.

Caso B 3 γ. — *Eliminando l'alluminio mediante attacco con idrato sodico non eliminando il manganese.*

Doppia precipitazione a caldo senza preliminare separazione delle ultime tracce d'alluminio mediante ammoniaca.

Tabella 4.

N. ord.	Mg % teorico	Mn % teorico	Mn + Mg calcolati come $Mg_2P_2O_7$	Mn % titolato nel $Mg_2P_2O_7$ e $Mn_2P_2O_7$	Mg% ottenuto per differenza dopo sottr. del Mn come $Mn_2P_2O_7$	Differenza
1	1.29	0.75	2.30	0.75	1.83	+ 0.54
2	1.29	0.75	2.21	0.75	1.80	+ 0.51

Osservazioni.

1. - Con questo procedimento il manganese è completamente precipitato (9).
2. - I valori del magnesio ottenuti per differenza non si possono prendere in esame, perchè troppo discordi dal valore teorico.

(9) Vedi : Treadwell - Analisi quantitativa, Ed. Italiana (1929) pag. 130.

CASO B 3. — *Eliminando l'alluminio nell'attacco con idrato sodico, eliminando il manganese.*

1° SOTTOCASO. — *In presenza di cloruro ammonico, con ammoniaca e acqua ossigenata.* Eliminazione del manganese non completa, perchè nelle condizioni in cui si opera per impedire la precipitazione del magnesio come idrossido, il manganese non può precipitare totalmente (10).

2° SOTTOCASO. — *In presenza di cloruro ammonico, precipitazione con ammoniaca più solfuro ammonico o idrogeno solforato.* Sia operando a freddo, come indicato dal Treadwell (11) o a caldo secondo il metodo A.S.T.M. (12) si sono riscontrate quantità apprezzabili di magnesio nel pirofosfato di magnesio calcinato.

3. - SOTTOCASO. — *Separazione del manganese con ossido di zinco e permanganato potassico secondo la reazione di Wolff Volhard. Metodo studiato e sperimentato dai Laboratori Centrali di Ricerche e Controlli Fiat.* La separazione del manganese come MnO_2 avviene come è noto secondo la reazione:



$$3\,MnCl_2 + 2\,ZnO + 2\,KMnO_4 = 2\,KCl + 5\,MnO_2 + 2\,ZnCl_2 \quad (13)$$

DESCRIZIONE DEL METODO.

Compiuto l'attacco della lega con idrato sodico, come precedentemente descritto, ed ottenuta per tal modo la separazione dell'alluminio dagli altri metalli, si sciolgono questi sul filtro con 10 cc di acido nitrico 1 : 1 a caldo; eliminato nel filtrato il rame elettroliticamente, il liquido quasi completamente evaporato, viene addizionato di 10 cc di HCl conc. e tirato a secco. Il residuo, ripreso con 5 cc di acido cloridrico 1 : 1 ed addizionato di alcuni cristalli di clorato potassico e 20 cc di acqua bollente è fatto bollire fino ad eliminazione del cloro.

Si diluisce con acqua (volume totale 200, 250 cc) si porta all'ebollizione in una bevuta da 500 cc e si tratta con una sospensione a caldo di ossido di zinco in leggero eccesso.

Si titola quindi con permanganato potassico N/10 fino a leggera colorazione rosa. Si elimina così il manganese sotto forma di MnO_2 determinandone nello stesso tempo la percentuale presente. Il liquido, fatto bollire per alcuni minuti, con alcune goccie di alcool fino a scomparsa della colorazione rosa, viene filtrato e il filtro lavato ripetutamente fino ad aversi un volume di 500 cc. Ridotto il volume precedente per ebollizione fino a 50 cc si fa gocciolare lentamente in 15 cc di idrato sodico al 25% a 60°, 70°, mantenendolo a tale temperatura per circa 1 ora.

L'idrossido di magnesio, filtrato e lavato con idrato sodico all'1% è sciolto sul filtro stesso con 20 cc di acido cloridrico 1 : 3 bollente, la soluzione cloridrica, quasi neutralizzata con ammoniaca, viene precipitata con ammoniaca dopo aggiunta di acido citrico e fosfato ammonico, come già precedentemente descritto. (Vedi caso A 2 γ).

E' consigliabile la doppia precipitazione.

I risultati ottenuti seguendo questo procedimento sono segnati nella tabella N° 5.

TABELLA 5.

N. ordine del. prove	Mg % teorico	Mn % teorico	Mn % eliminato	Mg % trovato	Differenza
1	0.750	0.750	0.745	0.77	+0.02
2	0.750	0.750	0.740	0.74	−0.01
3	0.750	0.750	0.750	0.76	+0.01
4	0.750	0.750	0.752	0.77	+0.02
5	0.750	0.750	0.751	0.765	+0.015

4° SOTTOCASO. — *Eliminazione del manganese in soluzione nitrica con clorato potassico (secondo la reazione di Hampe) (14) metodo studiato e sperimentato dai Laboratori Centrali di Ricerche e Controlli della Fiat.* La separazione del manganese avviene secondo la seguente reazione: $Mn(NO_3)_2 + 2KClO_3 = MnO_2 + 2KNO_3 + 2ClO_2$.

DESCRIZIONE DEL METODO.

La soluzione nitrica dei metalli indisciolti dall'idrato sodico privata eventualmente del rame per via elettrilitica, viene tirata a secco per insolubilizzare l'SiO_2; si riprende con acido nitrico 1 : 1 e si separa la silice mediante filtrazione.

La soluzione ottenuta (100 cc circa) con 50% di acido nitrico concentrato viene trattata all'ebollizione con clorato potassico (6 gr) e fatta svaporare (a 90°-95°) fino ad un terzo del volume primitivo.

Ripreso il liquido con acqua calda, si separa, filtrando il biossido di manganese e lavando quindi con acqua acidulata con acido nitrico.

(Il biossido di manganese sciolto con acido cloridrico diluito caldo, può essere titolato con ossido di zinco e permanganato potassico N/10 col procedimento Wolff, Volhard).

La soluzione nitrica, svaporata ed addizionata di acido cloridrico concentrato, è fatta bollire fino ad eliminazione completa del cloro; si basifica leggermente con ammoniaca; si aggiungono 5 cc di acqua ossigenata e si fa bollire per 10' (eliminazione del ferro e delle tracce di alluminio).

TABELLA 6.

N. ord.	Mg % teorico	Mn % teorico	Mn % titolato	Differenza	Mg % titolato	Differenza
1	0.75	0.75	0.72	−0.03	0.77	+0.02
2	0.75	0.75	0.72	−0.03	0.765	+0.015
3	0.75	0.75	0.74	−0.01	0.755	+0.005
4	0.75	0.75	0.73	−0.02	0.760	+0.01

Dalla soluzione raffreddata, addizionata, con 2 gr di acido citrico e 20 cc di fosfato ammonico, si precipita il magnesio con 40 cc di ammoniaca. Dopo riposo si

(10) Vedi: TREADWELL - Analisi qualitativa; pag. 50, 108 - Ed. Italiana 1905.

(11) Vedi: TREADWELL - Analisi quantitativa - Ed. Ital. 1920, pag. 126.

(12) A.S.T.M. - Des B 70, 28 T. A.S.T.M. Tentative Standards 1931, pag. 157-172.

(13) KASSLER - Untersuschungs Metoden fur Roheisen Sthal und Ferrolegierungen, pag. 14.

(14) KASSLER - Untersuschungs Metoden fur roheisen Sthal und Ferroliegerungen, pag. 20.

filtra, si scioglie con acido cloridrico sul filtro stesso e si precipita a caldo come prima descritto.

Seguendo questo procedimento si sono ottenuti i risultati soddisfacenti registrati in tabella N° 6.

5° Sottocaso. — *Con persolfato ammonico. Metodo Ubaldini e Pelagatti.* Si è seguito, per l'eliminazione del manganese, il procedimento consigliato da Ubaldini e Pelagatti (15).

Si è ritenuto inoltre opportuna l'eliminazione delle tracce di alluminio ed una prima precipitazione a freddo.

La tabella 7 registra i risultati ottenuti, del tutto soddisfacenti.

Tabella 7.

N. ord.	Mg % teorico	Mn % teorico	Mn % eliminato	Differenza	Mg % trovato	Differenza
1	0.75	0.75	0.73	—0.02	0.76	+0.01
2	0.75	0.75	0.74	—0.01	0.755	+0.005
3	0.75	0.75	0.72	—0.03	0.77	+0.02
4	0.75	0.75	0.745	—0.005	0.76	+0.01

6° Sottocaso. — *Separazione elettrolitica del manganese. Metodo studiato e adottato dai Laboratori Centrali di Ricerche e Controlli Fiat.*

La soluzione dei metalli, ottenuta con idrato sodico e successivamente trattato con acido nitrico 1 : 1 (15 cc) vien addizionata di 5 cc di acido solforico 1 : 1 e svaporata fino ad eliminazione di fumi bianchi.

Dopo raffreddamento si riprende con 2 cc di acido solforico 1 : 1 e 50 cc di acqua fino a soluzione, si filtra l'eventuale silice e si lava con acqua calda fino a volume totale di circa 150 cc.

Si elettrolizza con catodo a spirale rotante ed anodo a rete fissa a 90°-95°, per un'ora circa (Amp. = 0,5-1 Volta 2,5-3). Se all'inizio dell'elettrolisi si nota nel liquido intorbidamento e colorazione di acido permanganico, interrompere il circuito senza cessare l'agitazione; aggiungere quindi (100 gr per litro) di una soluzione di solfito sodico goccia a goccia fino a che il liquido ritorna limpido; dopo di che si chiude di nuovo il circuito e si continua l'elettrolisi.

Sulla spirale si deposita il rame che può essere pesato e sulla rete il manganese, sotto forma di ossidi.

La soluzione cloridrica di questi ossidi può essere titolata secondo il metodo Wolff, Volhard.

Tabella 8.

N. ord.	Mg % teorico	Mn % teorico	Mn % eliminato	Differenza	Mg % trovato	Differenza
1	0.75	0.75	0.73	—0.02	0.765	+0.015
2	0.75	0.75	0.72	—0.03	0.770	+0.02
3	0.75	0.75	0.73	—0.02	0.760	+0.01
4	0.75	0.75	0.74	—0.01	0.755	+0.005

Il liquido residuo dell'elettrolisi, così privato del rame e del manganese, viene trattato con 10 cc cloruro ammonico, 5 cc di acqua ossigenata ed all'ebollizione basificato leggermente con ammoniaca.

Si fa bollire per 10'; si filtra. Dalla soluzione raffreddata e addizionata di gr 2 di acido citrico e 20 cc di fosfato ammonico si precipita il magnesio con 40 cc di ammoniaca. Dopo riposo si filtra e si precipita a caldo, come già precedentemente descritto.

Seguendo tale procedimento, si sono ottenuti i risultati registrati in tabella 8.

Osservazioni.

1. - Il trattamento con ammoniaca precedente alla prima precipitazione viene eseguito per i motivi già esposti nel caso A 2 γ.
2. - La prima precipitazione a freddo viene fatta per impedire alle tracce di manganese ancora presenti, di precipitare insieme al magnesio e ciò basandoci sull'osservazione già precedentemente esposta che la precipitazione del manganese con il magnesio a freddo è in relazione con la percentuale del manganese presente. (Vedi tabella 3, Caso B 1).

   L'eliminazione del calcio è anche qui consigliabile, qualora lo si ritenga presente. (Vedi A 2 γ).

Conclusioni al presente studio.

Dal complesso delle prove da noi eseguite, seguendo i varii procedimenti presi in esame, è emerso essere indispensabile, per ottenere risultati attendibili nel dosamento del magnesio nelle leghe d'alluminio, di eliminare, avanti precipitazione, oltre all'alluminio anche altri elementi, quali silicio, calcio, manganese, i quali tutti possono alterare in misura maggiore o minore il dato del magnesio dosato.

In particolar modo oltre all'alluminio se non si ricorre a speciali accorgimenti il manganese viene a falsare il dato ottenibile per il magnesio pesato come pirofosfato. Nel caso di assenza di manganese nella lega, buoni risultati pel dosamento del magnesio si sono da noi avuti unicamente procedendo alla preventiva eliminazione dell'alluminio, nell'operazione d'attacco con idrato sodico, ed all'eliminazione delle ultime tracce di alluminio prima della precipitazione del magnesio.

Se nella lega è presente il manganese risulta indispensabile la sua eliminazione. Risultati soddisfacenti pel dosamento del magnesio abbiamo ottenuti separando e dosando il manganese con ossido di zinco e permanganato di potassio, secondo le modalità descritte al caso B 3 β sottocaso 3°; ovvero eliminando il manganese in soluzione nitrica con clorato di potassio, utilizzando il procedimento esposto pel caso B 3 β sottocaso 4°; ovvero eliminando il manganese col procedimento Ubaldini e Pelagatti: caso B 3 β, sottocaso 5°; od infine separando elettroliticamente il manganese secondo le modalità segnate pel caso B 3 β, sottocaso 6°.

Di questi ultimi quattro metodi da noi sperimentati e citati, riteniamo più consigliabile l'ultimo metodo sopra descritto e precisamente il metodo elettrolitico. Ciò per evidenti ragioni di praticità e di economia di tempo, unitamente a garanzia di precisione nei risultati ottenuti, prerogativa del resto propria anche degli altri tre sottocasi.

Laboratori Centrali Ricerche e Controlli Fiat - Torino, Agosto 1938-XVI.

(15) Ubaldini e Pelagatti - Chimica e Industria N. 3, marzo 1937, pag. 132.

Della lavorazione dei rottami di alluminio e sue leghe e del reimpiego del metallo ricuperato

G. SELLA

Class. Dec. 669.714 . 002.68

Premesso alcune notizie d'ordine economico, si descrive il ciclo di lavorazione dei rottami. Si fa cenno ai varii tipi di forni fusori. Si prendono in esame le caratteristiche dell'alluminio allo stato liquido ed i trattamenti di degasamento e purificazione del fuso. Si accenna alla possibilità di apportare correzioni alla composizione delle leghe leggere senza aggiunte del metallo prevalente. Si considera la possibilità di espansione delle applicazioni dell'alluminio tenendo conto della necessità di reimpiego delle leghe di seconda fusione.

Il problema del ricupero dei metalli non ferrosi dai rottami di demolizione e dai cascami di lavorazione (scorie, ceneri, torniture, limature, sfridi di lavorazione in genere) è questione economica d'importanza nazionale.

Si può grosso modo affermare che una percentuale del 30% circa del metallo impiegato costituisca la massa imponente annualmente destinata all'industria dei ricuperi e rifusioni. Industria che viene pertanto ad assumere il valore e l'importanza delle consorelle produttive.

Lo sfruttamento dei ricuperi deve essere considerato sotto un duplice aspetto:

a) rendimento massimo del ricupero del metallo dai cascami a disposizione;

b) ottenimento di leghe di composizione e caratteristiche determinate.

Tenuto conto della molteplicità e della eterogeneità dei materiali di partenza, dei mezzi correttivi a disposizione, l'industria dei ricuperi per la varietà dei problemi metallurgici che comprende può essere redditizia nei riguardi della Nazione soltanto se munita di impianti adeguati e sorretta da una parte tecnica specializzata.

Attualmente questo ramo di industria è quanto mai frazionato e spesso gestito da privati o da Società di insufficente preparazione. Qualche sforzo si nota nella tendenza ad un maggior ricupero dei metalli; nulla o quasi nel campo difficile della correzione delle leghe.

Per loro conto le industrie meccaniche contribuiscono ad aumentare le difficoltà permettendo il mescolarsi nelle officine delle varie torniture e limature e dei diversi sfridi di lavorazione.

Nelle fonderie si confondono scorie e ceneri delle varie leghe; colate e materozze vengono rifuse all'infinito senza riguardo al decremento del metallo ed alla cattiva qualità dei getti ottenuti.

Il ricupero dell'alluminio da rottami di ogni genere.

Vogliamo ora prendere in esame uno dei reparti che costituiscono un'azienda di ricupero e rifusione di metalli non ferrosi e precisamente sceglieremo quello che, per la natura del metallo trattato e per la minore esperienza acquisita, urta contro le difficoltà maggiori: il reparto « Alluminio ».

Premettiamo (Riv. Tecnica « Alluminio » N° 4 - 1936) qualche notizia di ordine economico istruttiva ai fini di dimostrare ed inquadrare l'importanza delle leghe di alluminio di seconda fusione nell'economia metallurgica delle Nazioni.

Negli Stati Uniti d'America l'alluminio di seconda fusione, ricuperato cioè dai rottami di demolizione, va acquistando ogni giorno maggior importanza dovuta, sia all'enorme quantità di materiali che vengono a trovarsi annualmente sul mercato in seguito al breve ciclo di utilizzazione del materiale automobilistico che è proprio della vita americana, sia alla necessità di ridurre per quanto è possibile il costo della materia prima in molte applicazioni secondarie dell'alluminio.

In America l'industria dell'alluminio di seconda fusione ha raggiunto un grado di organizzazione tecnica e commerciale che si può senz'altro paragonare a quello delle industrie produttive.

Da tempo negli Stati Uniti d'America l'alluminio di seconda fusione è venduto secondo norme tecniche ben precise e che, se non possono dare naturalmente le stesse garanzie di uniformità che sono regolarmente accettate dai produttori diretti, sono tuttavia sufficenti a far sì che, per alcune fabbricazioni di secondaria importanza, l'alluminio di seconda fusione possa essere impiegato senza preoccupazioni.

La tabella I che riportiamo fornisce i dati, purtroppo non del tutto completi, sulla produzione di alluminio di prima e di seconda fusione per gli anni 1921-1934. E'

opportuno notare come negli ultimi anni il consumo totale di alluminio negli Stati Uniti sia per il 50% circa alimentato dall'alluminio ricuperato.

TABELLA I.

Anno	Produzione totale	Importazione	Esportazione	Consumo totale	Consumo di alluminio di 2a fusione	Percentuale dell'alluminio di 2a fusione sul consumo totale
1921	24	15	1	—	8	—
1922	33	14	2	—	15	—
1923	58	19	2	—	19	—
1924	68	14	3	—	24	—
1925	63	19	6	116	40	34.23
1926	66	34	3	134	40	29.78
1927	72	33	7	129	36	27.90
1928	95	18	7	147	42	29.20
1929	102	22	8	161	48	27.25
1930	104	11	8	141	35	24.60
1931	80	6	2	97	27	27.95
1932	47	3	2	70	22	30.65
1933	39	7	2	72	30	41.45
1934	34	8	4	80	42	52.37

L'industria americana dell'alluminio di seconda fusione è concentrata a Cleveland e consta di due gruppi: il primo acquista alluminio in rottami di qualunque specie e, a cernita fatta, li trasforma in pani da fonderia di composizione determinata; l'altro, partendo da questi pani, prepara getti di caratteristiche determinate.

Al primo gruppo appartengono la National Smelting Co. e la National Smelting & Refining Co.; al secondo gruppo appartiene, tra l'altro, la National Bronze & Aluminium Co. che, contrariamente a quanto si potrebbe supporre dal nome, si occupa esclusivamente di fonderia di alluminio.

Tra gli acquirenti si notano in primo luogo le più grandi e note fabbriche americane, quali la Ford, la Crysler e, recentemente, la General Motors che usa quasi esclusivamente questo materiale per la fabbricazion dei pistoni e dei carter.

Si calcola che la General Motors abbia acquistato negli ultimi anni non meno di 14.000 tonn. annuali.

La National Bronze & Aluminium Co. impiega circa 1.000 operai e produce mensilmente da 350 a 400 tonn. di getti costituiti per quasi il 90% da un'unica composizione. Il maggior cliente di questa fonderia è la Ford che acquista quasi 5.000 tonn. di getti all'anno al prezzo di 16 cents per libbra.

La lega tipo che, come abbiamo detto rappresenta circa il 90% della produzione, è composta come segue:

Alluminio		90 %
Rame		5/6 %
Zinco	fino a	2,5%
Ferro	»	1,5%
Magnesio	»	0,5%
Nichel	max.	0,2%
Manganese	»	0,2%
Silicio		2,5%

Naturalmente l'acquirente non richiede una composizione fissa con tolleranze minime, ma pretende invece che la composizione si mantenga entro limiti determinati e che la lega presenti caratteristiche meccaniche minime definite.

Queste caratteristiche devono essere:

Carico di rottura	14 kg/mm²
Allungamento	1,5 %

In Italia i materiali per autoveicoli hanno un ciclo più lungo di servizio, tuttavia il problema della utilizzazione delle leghe di alluminio di seconda fusione permane proporzionalmente in tutta la sua importanza.

Impedita nelle fonderie la rifusione diretta del rottame, il complessivo delle leghe di seconda fusione prodotte secondo norme tecniche precise può raggiungere le 15.000 tonn. annue su un impiego totale di tonn. 40 mila.

Il divieto di impiegare direttamente il rottame urta contro la pratica pressochè generalizzata nelle fonderie di alluminio.

Ma se si pensa che il rottame proveniente in generale dalla demolizione di vecchi autoveicoli (rottame-carter) è sporco di olio e di grasso, di vernice, di terra, corroso, ossidato, otturato con saldature dolci (1), mai completamente sferrato, se si pensa che tali rottami rappresentano oggi una lunga filiazione di altri rottami, filiazione che comporta una notevole e continua degradazione del metallo, si comprende la necessità di procedimenti preventivi atti a ripristinare nel materiale quel minimo di proprietà indispensabili all' ottenimento di getti corrispondenti.

Con opportuni trattamenti di purificazione e miglioramento ai quali accenneremo in seguito, il rottame-carter italiano per il quale possiamo segnare la seguente composizione:

Componenti per cento	Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Ni-Sn Pb-Zn
Rottame-carter italiano	6.50 ÷ 8	0.8 ÷ 1.2	0.75 ÷ 1.5	0.1 ÷ 0.25	~ 0.20	~ 0.50

può essere utilizzato in impieghi secondari con caratteristiche statiche medie all'incirca corrispondenti a quelle sopra indicate per le leghe di seconda fusione in America (R. kg/mm² 12÷14; A. % = ~ 1).

Una lavorazione razionale dei cascami provenienti da leghe ben definite può condurre alla produzione di ottimi metalli rivendibili a prezzi elevati per impieghi nei quali sia trascurabile una leggera flessione delle caratteristiche nei confronti dei materiali di partenza.

(1) Si consideri in proposito la composizione della seguente saldatura dolce (Brevetto U.S.P 2.972.211 di J. Mc Kinley di Hillsdale, Michigan):

Stagno 48%; Piombo 48%; Rame 4%.

I rottami raccolti sui campi di aviazione, costituiti da leghe pure e seriamente collaudate, potrebbero naturalmente trovare la loro più adatta e conveniente destinazione.

Ciclo di lavorazione.

Per le successive operazioni ci riferiamo allo schema normale di lavorazione di cui alla fig. 1.

Rottami in pezzatura.

Previa sferratura da bulloni e prigionieri, i rottami vengono sottoposti ad accurata pulizia. Dopo essiccamento, inviati senz'altro al forno principale.

Torniture e limature.

Frantumati i trucioli, le torniture e le limature accuratamente essiccate, vengono riprese da elevatori che le trasportano alla separatrice magnetica. Dalla separatrice vengono direttamente convogliate al forno.

Scorie e ceneri.

Le parti metalliche separate dall'allumina a mezzo di mulino a palle passano alla separatrice magnetica e quindi al forno.

Trattamento sale esausto.

Con operazioni di lavaggio in acqua corrente si ricupera in appositi cilindri la parte metallica sospesa nel sale esausto estratto dal forno.

Sottoprodotti di ricupero.

Ferro ed allumina.

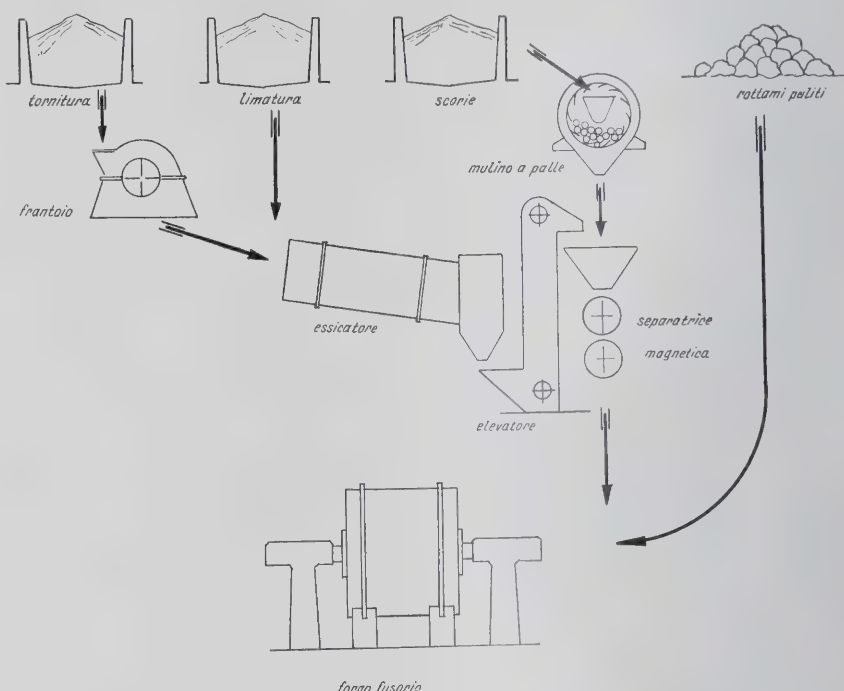


Fig. 1 - Ciclo di lavorazione rottami e cascami d'alluminio.

Il materiale di composizione sconosciuta da passare ai forni viene indicato dall'Ufficio tecnico in seguito ai risultati analitici delle campionature eseguite sulle varie partite.

Regolandosi sulle composizioni ottenute sarà possibile, apportando correzioni od eliminazioni, mantenere entro limiti determinati le impurezze e gli elementi di alligazione e raggiungere le caratteristiche meccaniche minime richieste.

Si dovrà pure tener conto delle caratteristiche tecnologiche e tecniche di fonderia e cioè:
attitudine al riempimento delle forme (colabilità);
contrazione minima;
buona resistenza a caldo.

R. Irmann nella sua pubblicazione su « Aluminium » riportata nel N° 2 (1938) di questa Rivista (R.S.P. pag. 108), indica in uno schema, secondo le norme stabilite dalle DIN 1713, la possibilità o meno di mescolare scarti e ritagli di composizione nota.

L'esame dello schema è quanto mai istruttivo. Il numero notevole delle incompatibilità tra le varie leghe mette in evidenza i pericoli di un diretto reimpiego di scarti di composizione sconosciuta.

Macchinari.

Tralasciamo, perchè nota, la descrizione del frantoio per trucioli, dell'essiccatoio, degli elevatori, dei ricuperatori, della separatrice magnetica (taluna realizzata coi nuovi magneti permanenti), qualche cenno invece sul tipo dei forni installati.

Forni fusori.

Forni elettrici. Poco adatti al genere di lavoro i forni elettrici nei quali il riscaldamento del bagno è ottenuto a mezzo di resistor metallico costituito da spirali di grosso filo o da greche in piattina allogate nel refrattario della volta e protette contro gli spruzzi da lamiere ondulate in nichel-cromo attraverso le quali viene dall'alto trasmesso ed irradiato il calore.

L'elevata temperatura che la fusione del sale costringe a raggiungere facilita i fenomeni di sovrariscaldamento nel resistor e la messa fuori servizio delle lamiere di protezione.

Nuoce ancora a questo tipo di forno l'inerzia di avviamento che obbliga ad una forte spesa di primo riscaldo per il notevole assorbimento di calore per parte del rivestimento.

Utilizzabile ci sembra invece il forno rotante a irradiazione di cui la figura 2 rappresenta una sezione longitudinale.

La sorgente termica è costituita da un arco soffiato perfettamente regolabile a mezzo di regolatore automatico, oppure da una resistenza in grafite e carborundum

efficacemente protetta contro gli spruzzi del metallo e l'ossidazione da un tubo di conveniente refrattaria. Con la rotazione del forno parte del calore assorbito dalla suola ritorna al bagno riducendo le perdite ed uniformando la temperatura. Per un forno rotante della capacità di kg 500 (potenza kW 300) il consumo si aggira dai 60 ai 75 kWh per 100 kg di metallo (funzionamento continuo). Il consumo naturalmente decresce per forni di maggior capacità.

Un forno elettrico a resistenza radiante intorno al crogiolo utilizzabile per cariche costituite da rottami e non più di 30 parti p. cento in peso di limature e torniture, è rappresentato dalla fig. 3. Con una capacità di

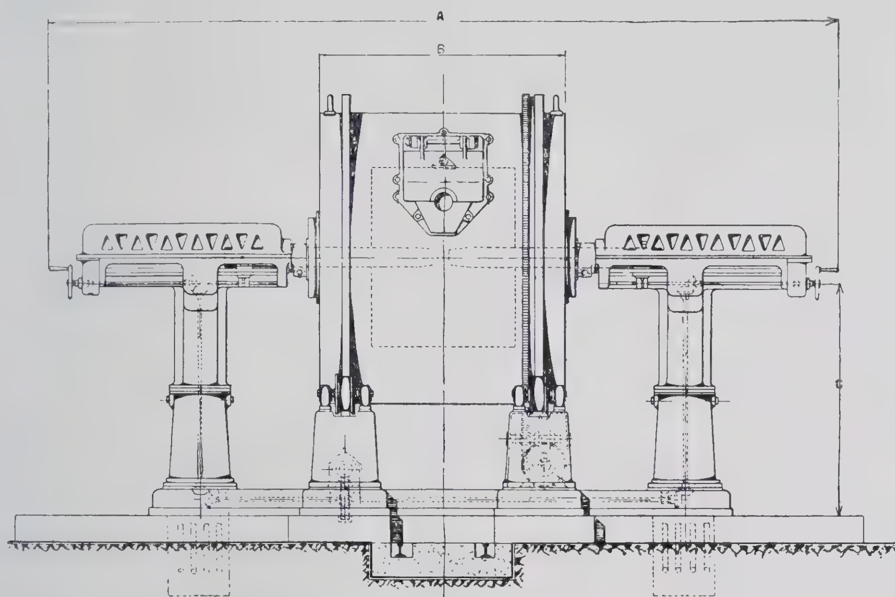


Fig. 2

250 kg (temperatura del bagno 850°) il consumo risulta di 65 kWh per 100 kg di metallo.

La temperatura raggiungibile limita lo strato di sale ad un peso uguale alla decima parte di quello del metallo e l'introduzione di alte percentuali di cascami minuti nella camera del forno.

Consigliabili sono le resistenze cromo-nichel-molibdeno e quelle a base di ferro, cromo ed alluminio tipo Smith Alloy N° 10 resistenti all'ossidazione, capaci di alte temperature di esercizio (1300°), di durata utile assai superiore a quella delle comuni leghe nichel-cromo.

Forni ad induzione.

Vogliamo ora prendere in esame i forni ad induzione a bassa frequenza tipo Ajax-Wyatt recentemente messi a punto per la fusione delle leghe leggere.

Nel forno « Russ » (derivato dell'Ajax-Wyatt) rappresentato nella figura 4, il rimescolamento della massa liquida dovuto a fenomeni elettromagnetici, capace di rompere la pellicola d'ossido superficiale e disperderne le particelle nella massa fusa, è stato evitato limitando convenientemente la carica dei canali e disponendo in modo adatto il crogiuolo di fusione.

Un tipo analogo di forno nel quale sono stati apportati notevoli miglioramenti costruttivi, viene prodotto in Italia.

I movimenti vorticosi del fuso nei canali sono stati sfruttati in modo da ridurre la necessità di frequenti pulizie dei canali dagli ossidi accumulati sui bordi. Le inclusioni vengono poi trattenute alla superficie del bagno da uno strato di scorie di composizione adatta.

La parte elettrica è stata modificata nella chiusura del circuito magnetico così da renderla facilmente smontabile e permettere la sostituzione del rivestimento refrattario in poche ore.

Anche la carcassa del forno è facilmente smontabile. Il consumo, secondo i dati forniti dalla Ditta costruttrice, risulta per un forno della capacità di 250 kg (potenza kW 200) di 50 kWh per 100 kg.

Forni a nafta.

I forni a nafta rotativi a sezione circolare o poligonale assolvono in modo soddisfacente ed economico il loro compito.

Notiamo tra essi tipi con dispositivi per la regolazione tangenziale della fiamma e richiamo della fiamma a mezzo di tiraggi laterali all'iniettore.

Fusione e trattamenti

Il quantitativo in peso del sale introdotto nel forno si può ritenere approssimativamente uguale al peso della carica.

Attraverso l'abbondante strato di sale fuso, il metallo subisce una lavatura generale abbandonando alla massa salina parte delle impurezze quali : allumina, particelle di ferro sfuggite alla separatrice magnetica, residui carboniosi, argillosi, ecc. Il sale distribuito alla superficie del bagno evita il contatto dell'alluminio con i gas della combustione e con l'aria.

La scelta di una buona miscela di sali richiede un attento esame di molte condizioni e la conoscenza di numerose relazioni chimico-fisiche assai poco note. La miscela inoltre è regolata, a causa del forte consumo, dal costo dei sali componenti. Cloruro di sodio addizionato con criolite costituisce il flusso fondente-disossidante più conveniente.

Il sale si esaurisce a seconda della pulizia del materiale introdotto nel forno con un numero diverso di cariche.

Purificazione e degasamento del metallo.

Dal forno principale il metallo è convogliato in forni

---

(2) Disegni e fotografie dei forni ad arco, a resistenza, e ad induzione di cui alle figg. 2 e 3, ci sono stati gentilmente concessi dalla Soc. An. Ing. L. Tagliaferri & C. - Cusano Milanino - e corrispondono alle costruzioni normali della Ditta. La stessa costruisce pure i forni ad induzione a bassa frequenza.

di capacità ridotta e da questi, subìti i trattamenti cui accenneremo, a giusta temperatura colato o tazzato nelle lingottiere.

Nei forni secondari il bagno viene trattato a fondo con miscele di cloruri e fluoruri alcalini di energica azione purificatrice dovuta in gran parte all'effetto meccanico che ne deriva.

Per un maggior effetto degasante si può aggiungere al sale del tetracloruro di carbonio e del pentacloruro di fosforo.

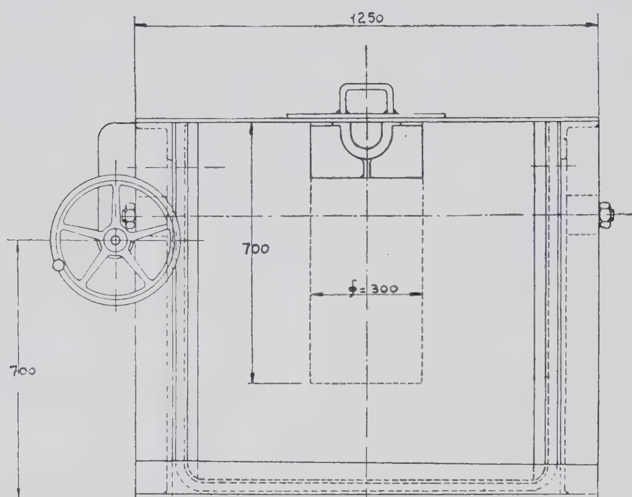


Fig. 3

Il cloruro di alluminio somma ottime qualità di disossidante e degasante e può agire come un eliminatore di magnesio per uno scambio nell'alogenuro dell'alluminio col magnesio.

Qualche richiamo sulle caratteristiche chimiche dell'alluminio allo stato liquido.

Assorbimento dei gas.

La solubilità dei gas nei metalli fusi cresce col crescere della temperatura e col tempo di contatto. La solubilità varia inoltre con la radice quadrata della pressione del gas alla superficie del liquido, il che farebbe supporre l'esistenza del gas allo stato atomico.

I gas possono essere trattenuti nel metallo meccanicamente (gas occlusi) oppure chimicamente (soluzioni solide o costituenti isolati). L'idrogeno per la sua alta velocità di diffusione è il gas di gran lunga più solubile nell'alluminio. Seguono in ordine con solubilità molto minori: il metano, l'anidride carbonica, l'ossigeno, l'ossido di carbonio e l'azoto.

Al momento della solidificazione, essendo minima la solubilità dei gas nell'alluminio allo stato solido, i gas si liberano e possono rimanere in parte imprigionati nella massa solida.

Possiamo renderci conto dei difetti di un metallo gasato osservando le bollicine di aria in un blocco di ghiaccio trasparente.

L'effetto combinato del ritiro intercristallino e dell'occlusione dei gas è la nota causa di crettazioni e soffiature nei getti e nei laminati.

Si dovrà quindi tentare di rimuovere ogni causa che possa favorire l'introduzione dei gas nel metallo cercando di:

a) ridurre al minimo la durata della fusione;
b) abbassare per quanto possibile la temperatura del bagno;
c) evitare il contatto del metallo liquido coi prodotti della combustione (compito assolto dallo strato di sali);
d) evitare nell'atmosfera del forno la presenza di idrogeno e di metano (allo scopo i forni dovranno essere proporzionati nell'altezza della volta, i crogiuoli sottratti al contatto della fiamma diretta, la combustione completa, il coke asciutto, la nafta contenente una percentuale minima di umidità, ecc.).

Aggiungiamo che i forni dovranno sempre essere caricati con rottami esenti da grassi. Evitata durante la colata nelle lingottiere ogni agitazione del liquido.

I gas di soprasaturazione e di saturazione possono essere in gran parte scacciati dal metallo trattando a fondo il bagno con sali come sopra è stato detto.

Una miglior degasificazione si ottiene facendo gorgogliare attraverso la massa fusa un gas inerte (azoto) o meglio un gas attivo che abbia grande affinità per l'idrogeno (cloro).

Il tricloruro di boro ed il tetracloruro di titanio oltre a fornire la quantità di cloro necessario al degasamento, possono introdurre per scissione nel liquido un elemento affinatore della macrostruttura.

Il trattamento misto delle leghe fuse con policloruri volatili e azoto è sotto ogni aspetto consigliabile.

Ossidazione.

Alla temperatura del metallo fuso la formazione della pellicola di allumina è instantanea.

La diffusione dell'ossigeno favorita dall'alta temperatura tende ad ispessire lo strato di ossido.

A seconda della temperatura la densità dell'allumina varia da 3,75 a 3,9. La sua densità è quindi nettamente superiore a quella dell'alluminio fuso e l'allumina dovrebbe normalmente scendere in fondo al bagno.

La tensione superficiale mantiene alla superficie la pellicola di allumina, ma se per una causa qualsiasi: schiumatura, carica di lingotti o rottami, attingimenti o colate, turbolenze, la pellicola si rompe, i frammenti immersi unitamente a quelli provenienti dalla superficie dei lingotti, dei rottami, delle materozze, dei cascami, ecc., si disperdono, favoriti dall'alta temperatura, per tutta la massa liquida.

Quando le pellicole riescono ad accumularsi in strati di un certo spessore, la densità apparente può essere tale da permettere loro di galleggiare o rimanere sospese nel bagno. Se la loro compattezza è sufficente esse cadono invece in fondo al crogiuolo. Le scorie porose imbibendosi facilmente di metallo liquido, creano al momento in cui vengono tolte una perdita di ordine puramente meccanico.

Precauzioni efficaci contro le inclusioni di allumina possono essere:

a) mantenere l'alluminio in fusione soltanto per il tem- strettamente necessario;
b) non elevare inutilmente la temperatura del fuso;
c) evitare ogni agitazione del bagno;
d) togliere leggermente le scorie dalla superficie del metallo;
e) mettere a parte il metallo rimasto al fondo del bacino o dei crogiuoli.

L'alluminio liquido reagisce con i refrattari silico-alluminosi. La silice degli strati superficiali viene ridotta con formazione di silicio che si scioglie nel bagno.

Il carborundum subisce lo stesso attacco.

In presenza di grafite lo sfaldamento del refrattario dà origine per reazione con l'alluminio ai così detti grani duri, particelle terrose che disperdendosi nel liquido danno luogo a pericolose inclusioni. L'alluminio fuso è senza effetto sulla bauxite, la magnesia, ed il corindone.

Abbiamo tolte gran parte di queste notizie (del resto completamente note) sull'assorbimento dei gas e sull'ossidazione dell'alluminio da una Memoria pubblicata dal Sig. A. De Biran sulla « Revue de l'Aluminium » N° 97. Per l'importanza dell'argomento vogliamo seguire la breve ed interessante discussione sul:

PROBLEMA DELLA DECANTAZIONE.

Le inclusioni solide in sospensione nel bagno possono essere delle particelle di elettrolito provenienti dalla fabbricazione del metallo, oppure delle particelle di allumina formatesi per ossidazione dell'alluminio o delle particelle provenienti dal rivestimento del forno.

L'elettrolito nelle sue composizioni prossime all'eutettico (24% di allumina e 76% di criolite) ha una densità molto vicina, se pure leggermente inferiore, a quella del metallo alla stessa temperatura (904°), ne segue la possibilità di inclusioni solide durante il raffreddamento.

Inversamente portando la temperatura al di sopra di 900° le inclusioni ritornano allo stato liquido. I globuli d'elettrolito fuso tendono a risalire alla superficie dove potranno mantenersi per effetto della tensione superficiale.

La formula dello Stokes permette di avere un'idea, (aggiungiamo molto relativa) della loro velocità di ascesa:

$$V = K \frac{d - d'}{\eta} r^2$$

V = velocità dei globuli;
K = $2/9\, g = 2/9 \times 981 = 218$ cm/s²;
d = massa specifica dell'alluminio fuso;
d' = massa specifica dell'elettrolito;
r = raggio del globulo in cm;
η = viscosità del metallo fuso in dine X S : cm².

questa è proporzionale al quadrato del raggio dei globuli per cui un rinsaldo per contatto delle particelle può accrescere notevolmente la velocità di ascesa.

La decantazione conduce a risultati positivi in un tempo sufficentemente breve per particelle di diametro superiore ai 10 micron. Il surriscaldamento del liquido facilita la decantazione.

Per le altre inclusioni solide la questione è diversa. Le particelle fondono a temperatura notevolmente superiore ai 900°, esse non presentano la forma sferica e non si rinsaldano per contatto.

La resistenza opposta dalle particelle di forma irregolare supera quella dei globuli sferici dello stesso diametro medio e rende minima la loro velocità di ascesa.

Per l'allumina il fenomeno tende a rovesciarsi e le particelle più dense del liquido a raccogliersi in fondo al bagno.

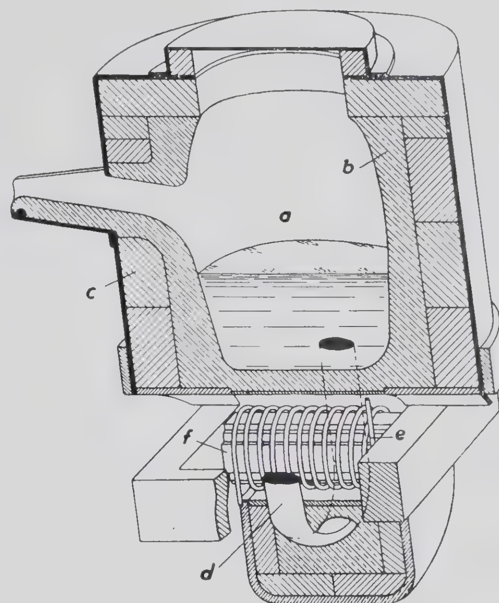


Fig. 4

a) camera di fusione
b) rivestimento del forno
c) refrattario
d) canale di fusione
e) primario del trasformatore
f) nocciolo del trasformatore.

Se invece della sola azione del peso si potesse ricorrere in modo pratico alla forza centrifuga, sarebbe facile ottenere dei risultati completi.

Tentativi in questo senso vennero fatti inserendo fra il forno principale e quelli secondari apparecchi a centrifugazione costituiti da uno o più condotti inclinabili a volontà dotati di rotazione a velocità variabile.

Il metallo oltre ad omogeneizzarsi si separerebbe nella discesa dalle inclusioni di ogni genere.

La fig. 5 può rappresentare uno di questi apparecchi (brevetto belga N° 392061).

Altri procedimenti (brevetto U.S.A. 1.844.701) sottopongono a centrifugazione il metallo contenuto entro un crogiuolo riscaldato elettricamente. Le inclusioni proiet-

tate all'esterno vengono trattenute dalle pareti del crogiuolo.

L'agitazione meccanica del bagno a mezzo di sali facilmente decomponibili di azione disossidante, di gas inerti od attivi, oltre a favorire l'eventuale agglomerazione delle particelle le sottopone a successivi impulsi diretti verso la superficie dove possono essere trattenuti.

Anche l'introduzione nel bagno di scorie porose, di adatta composizione, può sortire l'effetto purificatore desiderato.

In altri trattamenti la separazione del metallo dalle particelle solide è ottenuta facendo filtrare il liquido attraverso scorie fuse oppure attraverso filtri costituiti da trucioli metallici.

L'utilizzazione di particolari sostanze atte a procurare la coagulazione in fiocchi delle particelle minute meriterebbe di essere considerata.

Incerti gli accenni apparsi su qualche pubblicazione su possibilità diverse, di utilizzare per la purificazione del bagno, i fenomeni elettrici che si manifestano alle superfici limite delle fasi.

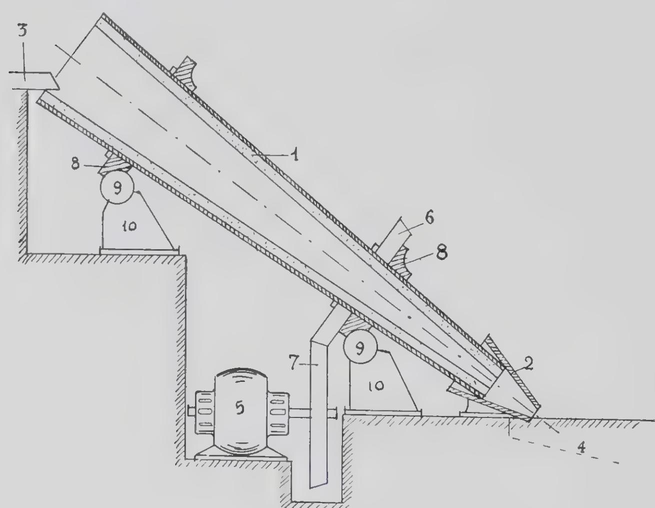


Fig. 5

1 - Depuratore centrifugo.
2 - Imbuto raccoglitore.
3 - Canale di adduzione.
4 - Canale di scarico.
5 - Motore elettrico.
6 - Corona di trascinamento
7 - Ruota motrice.
8 - Fascia di rotolamento.
9 - Supporto di rotolamento
10 - Supporto.

Nella lingottiera l'eliminazione nella massa delle inclusioni di particelle di ossido provenienti dalla rottura della pellicola superficiale di allumina dipende dalla velocità di colata del metallo.

La velocità limite di colata per un determinato metallo si determina praticamente facendo cadere, con getti costanti da altezze crescenti, il metallo liquido entro un crogiuolo parzialmente riempito dello stesso metallo.

Si nota l'altezza di caduta h corrispondente all'apparizione sulla superficie del bagno di pellicole di ossido la cui formazione dipende dalla rottura dello strato primitivo di allumina e si applica la solita formula:

$$v = \sqrt{2 h g}.$$

Per il silumin h risulta uguale a m 0,32, la velocità limite di colata di m/s 2,50 circa.

Nelle operazioni di lingottatura l'altezza massima di colata dovrà essere contenuta sotto i 30 centimetri; il getto del metallo moderato con un'erogazione massima di 2 kg/s; ogni inclinazione violenta del forno o del crogiuolo assolutamente evitata.

Per l'importanza dell'argomento ci siamo soffermati più a lungo sul fenomeno di ossidazione dell'alluminio allo stato liquido.

L'allumina può infatti pregiudicare non solo il diretto impiego del metallo in fonderia, ma ancora, per la difficoltà di eliminazione, l'utilizzazione per determinati scopi anche dopo purificazione del bagno.

Inclusioni di allumina significano soluzioni di continuità intergranulare, discontinuità che inducono ad una caduta delle caratteristiche meccaniche in determinati punti, alle incapacità di tenuta alla pressione per parte del metallo.

La maggiorazione degli elementi di alligazione si ottiene con l'aggiunta di leghe madri titolate e degasate.

La eliminazione o la riduzione degli elementi in eccesso si pratica normalmente fuori del forno principale di fusione in forni secondari riscaldati alla temperatura richiesta per il trattamento.

Eliminazione o riduzione del contenuto di magnesio nelle leghe di alluminio.

Un alto contenuto di magnesio può facilmente riscontrarsi nei metalli di ricupero da cascami misti di origine sconosciuta.

La Farbenindustrie Aktiengesellschaft di Francoforte ha brevettato « Un procedimento per l'eliminazione di magnesio da leghe di alluminio contenenti magnesio » (priorità della domanda N° 54902 presentata in Germania il 30/4/1936).

Il procedimento è assai semplice. La lega viene trattata con un alogeno a temperature superiori al punto di fusione del corrispondente alogenuro di magnesio. Operando con cloro il trattamento dovrà venire effettuato ad una temperatura superiore a 718°, punto di fusione del cloruro di magnesio anidro.

Tenuto conto che la velocità di reazione cresce col crescere della temperatura, i migliori risultati si otterranno per temperature comprese tra i 950° e 1000°.

Il procedimento si basa sull'osservazione che alle temperature indicate il cloro reagisce col magnesio e non con l'alluminio.

Il fenomeno può esser messo in relazione: per l'alluminio, con la prevalenza delle forze di repulsione del Born, determinate dal maggior involucro elettronico (complessivo delle orbite di tutti gli elettroni); per il magnesio, con il predominio delle forze attrattive del Coulomb.

Il trattamento del metallo con il cloro oltre ad esigere un'apparecchiatura speciale si protrae per un periodo di tempo variabile da 45 minuti ad 1 ora e 1/2.

Il brevetto contempla ancora l'eliminazione del magnesio dall'alluminio combinata con la formazione di particolari leghe. Impiegando alogenuri metallici diversi, ad es. tetracloruro di silicio, cloruro di rame, silicio e rame possono scambiarsi col magnesio ed essere assorbiti dall'alluminio con formazione di leghe.

Un procedimento più comodo è quello di trattare a fondo la massa liquida con sali decomponibili alla temperatura del fuso e capaci di creare alla superficie del bagno un'atmosfera ricca di ossigeno. Il magnesio sollevato alla superficie, per la maggior tensione del suo vapore, si incendia con il noto e caratteristico bagliore.

L'effetto può essere ritardato con aggiunte di calce, reso immediato aggiungendo criolite alla miscela ossidante.

Leghe contenenti 0,8% di magnesio possono essere ridotte ad un contenuto tollerabile minore del 0,3% con soli 300 grammi di sali per 100 kg di materiale.

Temperatura del trattamento: 900° circa.

Perdite in peso: 1÷1,5 del peso della carica.

L'ELEMENTO FERRO COME IMPUREZZA NELLE LEGHE DI RICUPERO.

Il ferro razionalmente introdotto nelle leghe leggere impartisce al metallo particolari caratteristiche, necessarie per determinati impieghi.

Nelle leghe di ricupero la presenza di ferro in percentuali relativamente alte, unita a quella del silicio presente in misura quasi sempre superiore all'1%, dà luogo alla formazione di composti acicolari che influiscono in senso negativo sull'impiego del metallo.

L'introduzione nel bagno di cloruro di manganese anidro trasforma com'è noto i cristalli aghiformi di β (Fe-Si) in un composto globulare tollerabile di ferro e di manganese.

Leghe di ricupero contenenti il 2% di ferro, 3% di silicio, oltre il 6-7% di rame, poterono col trattamento indicato essere utilizzate tanto per getti in sabbia, quanto in conchiglia.

Per la riduzione delle percentuali di ferro nelle leghe leggere sono in corso di studio procedimenti basati sulla formazione di composti intermetallici.

La formazione dei composti, solidi sotto gli 800°, ha luogo a temperature più elevate (1000° circa). Gli elementi aggiunti devono risultare insolubili o quasi nell'alluminio fuso.

Su questi trattamenti e su altri destinati a separare stagno e piombo ed altre impurezze dal liquido, sarà nostra cura di comunicare appena possibile i risultati ottenuti.

* * *

Per il ricupero dei metalli può essere utilizzato il processo di fusione nel vuoto.

Il vuoto nei forni di capacità industriale può raggiungere delle pressioni di 1 a 2 mm di Hg.

I forni impiegati sono generalmente del tipo ad induzione ad alta frequenza, oppure ad avvolgimenti di tungsteno o molibdeno. Spingendo il vuoto verso pressioni minori si favorisce lo spostamento delle curve esponenziali pressione-temperatura verso temperature più basse.

Il ferro che ha una temperatura di ebollizione di 3235° sublima nel vuoto spinto (pressione minore mm 0,01 Hg) a 1300°. Il magnesio sui 600°.

La sublimazione costituisce oggi un processo classico di purificazione del magnesio.

Per la fusione dei metalli sotto vuoto spinto, si impiegheranno dispositivi capaci di realizzare, nella zona fredda del condensatore, un gradiente di pressione sufficente a provocare un ristagno dei vapori sulla carica.

Le curve pressione-temperatura delle leghe sono generalmente diverse da quelle dei componenti. Le leghe Fe-C si vaporizzano più difficilmente del ferro, al contrario le leghe Cu-Zn sono più volatili del rame.

I processi di soluzione e quelli di formazione di composti intermetallici, per le diminuizioni reciproche di tensione di vapore, possono obbligare i componenti più volatili a rimanere nel residuo. Nella distillazione dell'alluminio il magnesio ed il manganese si allontanano con le prime frazioni, mentre ferro, silicio, rame e titanio si concentrano nel residuo non distillato.

I gas disciolti abbondantemente nell'alluminio si liberano durante la distillazione provocando degli spruzzi nocivi di metallo non distillato che possono inquinare le frazioni già purificate.

Lo sviluppo di idrogeno perdura per delle ore senza che sia possibile ottenere un completo degasamento.

L'ossigeno che viene a contatto con il metallo distillato durante l'apertura dell'apparecchio forma sulle particelle di alluminio una pellicola tenace di allumina che rende impossibile la rifusione senza l'impiego di flussi disossidanti.

La raffinazione dei metalli per mezzo della evaporazione nel vuoto è stata specialmente studiata dal Dr. W. Kroll alle cui pubblicazioni rimandiamo chi volesse approfondire l'argomento.

I trattamenti di eliminazione e di correzione delle percentuali di taluni elementi nelle leghe di alluminio di seconda fusione offrono un alto interesse per il reimpiego dei materiali, la loro efficacia può migliorare il risultato economico dello sfruttamento dei cascami.

Il voler modificare la composizione di una lega rendendola adatta a scopi determinati senza ricorrere ad aggiunte del metallo prevalente, presenta difficoltà notevoli, talvolta insormontabili.

La pubblicazione di norme precise per le leghe provenienti da ricuperi varrà a spronare tal genere di studi e a migliorare le nostre conoscenze in questo campo.

L'AUMENTO DELLA PRODUZIONE ALLUMINIFERA E LE LEGHE DI SECONDA FUSIONE.

Se un cattivo impiego dell'alluminio e sue leghe può facilitare il sorgere di una mentalità diffidente propen-

sa ad attribuire a difetti del materiale gli insuccessi dovuti ad errate applicazioni del metallo, è facile rappresentarsi l'influenza negativa che può esercitare, sovra un allargamento del consumo, il metallo di ricupero, sconosciuto nella maggior parte dei casi per composizione e caratteristiche, riversato sul mercato a prezzi vantaggiosi.

La pubblicazione di norme precise per le leghe di seconda fusione, di tabelle in cui gli elementi componenti, le tolleranze, la percentuale complessiva di impurezze, il contenuto di allumina ed ancora le caratteristiche meccaniche richieste, vengono fissati in termini precisi, segnerà l'inizio della riorganizzazione dell'industria dei ricuperi sopra un piano di serietà corrispondente alle esigenze del consumo ed all'economia nazionale.

L'ingente massa di metallo ricuperato potrà trovare uno sbocco certo in numerosi impieghi secondari lasciando alle leghe di produzione diretta delle industrie alluminifere tutte le applicazioni in cui peculiari caratteristiche sono richieste al materiale impiegato.

Il problema della diffusione dell'alluminio può trovare la sua soluzione nella sostituzione dei metalli tradizionali, sostituzione perfettamente aderente ad una delle principali caratteristiche della tecnica moderna: la leggerezza; oppure nella ricerca di nuovi sbocchi del metallo basandosi sulle sue qualità intrinseche.

Per astenerci dall'illazionare, dal dedurre a mezzo di formule sempliciste generalizzazioni pericolose che possono portare ad insuccessi e sortire effetti opposti a quelli prefissi, vogliamo accennare alla possibilità di trasposizione dei metalli.

Le sostituzioni di un metallo con un altro di diverse caratteristiche in un organo qualsiasi, allo scopo di ottenere il massimo alleggerimento a sicurezza uguale, oppure il massimo della sicurezza a peso iniziale uguale, oppure ancora, sacrificando convenientemente sull'alleggerimento e sulla sicurezza, una miglior resistenza alla corrosione, costituiscono, unitamente al dimensionamento dell'organo nel nuovo materiale, i problemi di trasposizione.

La trattazione di tali problemi può esser fatta per via di similitudine meccanica scartando deliberatamente ogni calcolo diretto.

Di ciascun organo deve essere considerato: l'insieme, la sezione globale di cui la forma condiziona i momenti di inerzia, lo spessore locale in ciascun punto; per ogni particolare strutturale: l'equilibrio statico e la stabilità elastica.

Le formule semplificatrici che legano questi fattori sono basate sopra dei coefficenti relativi alle dimensioni parallele e normali alle forze principali, determinati in modo, da mantenere nell'organo traspositato, l'equilibrio statico e la stabilità elastica globale in funzione dei momenti di inerzia principali delle sezioni, nonchè la rigidità locale.

Nella risoluzione dei problemi di trasposizione Henry Portier nella sua pubblicazione « Les transpositions des materiaux en construction » considera i casi limite di organi che lavorano solo sotto il peso proprio o solo sotto un carico esterno. Per ogni caso tiene presente il limite di ingombro, cioè le servitù imposte al dimensionamento degli organi.

Per facilitare l'impiego pratico e la loro discussione tutte le formule sono state tradotte in abachi che permettono di considerare rapidamente le possibilità di trasposizione di un organo qualunque e la convenienza di verifiche sperimentali.

Gli abachi riguardano le trasposizioni:

acciaio-duralluminio sopra le basi: $\eta = 0{,}4$; $\mu = 0{,}4$; $\delta = 0{,}35$;

duralluminio-magnesio sopra le basi: $\eta = 0{,}7$; $\mu = 0{,}6$; $\delta = 0{,}65$;

μ rapporto dei moduli elastici;

η rapporto dei limiti elastici;

δ rapporto delle densità.

H. Portier si occupa nella sua pubblicazione quasi esclusivamente di trasposizioni di travi in costruzioni aeronautiche. Riporta infine dell'opera esempi pratici di trasposizioni, accenna ai complessi realizzati con la riunione a mezzo di rivettatura di elementi strutturali varii; alla sostituzione delle ruote raggi con ruote in lega extra leggera dello stesso diametro, ecc.

Riteniamo di aver messo in evidenza la complessità del problema della sostituzione dei metalli negli organi meccanici e la necessità, per una rispondente soluzione, di studi serii ed appropriate prove sperimentali.

Constatiamo per contro come tradizione e poca conoscenza delle leghe leggere frustrano anche gran parte degli sforzi intesi a realizzare sostituzioni in campi particolarmente semplici quali quelli dell'arredamento, delle decorazioni architettoniche, ecc.

Poco numerose ancor oggi in confronto delle possibilità le applicazioni dell'alluminio e sue leghe nelle ferrovie, negli autoveicoli, nelle costruzioni navali, nelle industrie elettriche, nelle applicazioni termiche, nelle industrie chimiche, alimentari e casalinghe, negli imballaggi, ecc.

PANSERI nella sua Memoria su « Il laboratorio di ricerche e la sua importanza industriale nel campo delle leghe leggere » rivista Alluminio N° 6 1937, scrive:

« Gli sbocchi commerciali di un prodotto dipendono, ovviamente, dalla precisa conoscenza delle sue caratteristiche e, per così dire, dalla previsione esatta della sua applicabilità ».

Ma come preparare gli sbocchi commerciali per un allargamento delle applicazioni del prodotto « Leghe leggere » se migliaia di tonnellate di metallo ricuperato, di

(3) Similitudine: guida legittima per la trattazione del problema, ma pericolosa, capace, se non guardata con diffidenza, di indurci imprudentemente ad abusare del facile ragionamento deduttivo.

composizione e caratteristiche sconosciute, possono essere liberamente vendute sul mercato senza limiti nelle applicazioni?

No! L'asserto del Panseri rimane, ma le cause del ritmo lento di espansione dell'alluminio sono da ricercarsi più profondamente in noi stessi, nelle nostre cognizioni ridotte, nella mancanza di esperienza.

Le leghe attuali di ricupero non costituiscono che un grandioso e deplorevole fenomeno di empirismo.

Nel campo dell'alluminio la più proficua forma di propaganda (Panseri l. c.) è quella di assistere col consiglio ed anche col diretto intervento là dove sorgano o si temano delle difficoltà, chi acquista ed applica leghe leggere; in campo letterario: quella della diffusione di studi precisi, concreti su ogni dettaglio della tecnica e della pratica delle leghe leggere.

Il compito di assistenza pratica ed investigazione scientifica per le difficoltà che comporta ed i mezzi che richiede è da affidarsi ai laboratori di ricerche dei produttori di alluminio.

I laboratori delle aziende di utilizzazione dell'alluminio dovrebbero soprattutto sviluppare gli studi inerenti al loro genere di lavoro per l'ottenimento di una produzione sempre migliore.

I laboratori delle industrie di ricupero si possono concepire organizzati in tre reparti:

un reparto analisi e metallografia;

un reparto prove statiche ed esperienze varie;

un reparto destinato allo studio dei complessi problemi metallurgici ai quali in parte abbiamo accennato (correzione delle leghe, eliminazioni di taluni elementi, delle impurezze, ecc.).

Compito altissimo riservato a tutti i laboratori: quello di formazione del personale tecnico necessario alle varie industrie.

Soc. An. Fondital - Milano

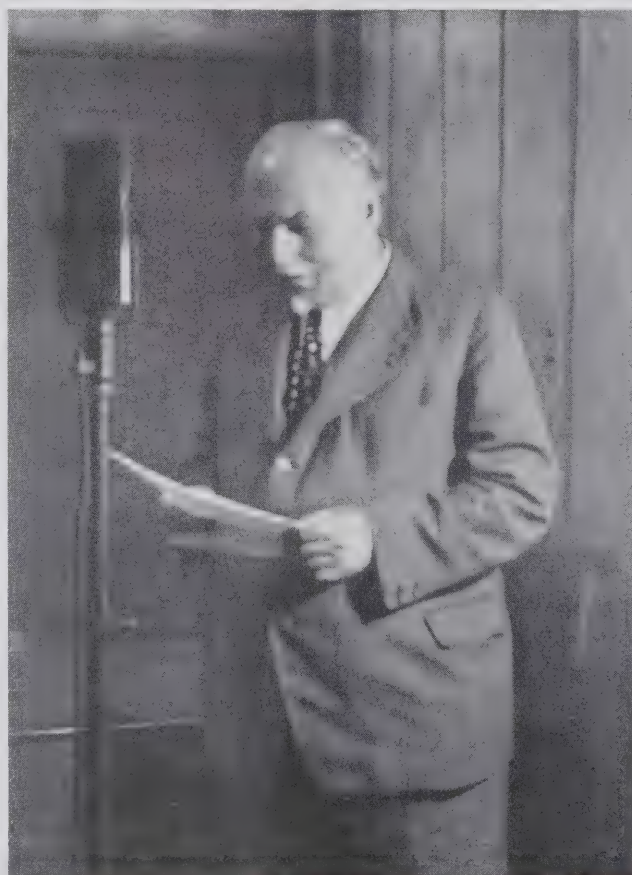
L'alluminio a servizio dell'autarchia

Radiointervista dell'E. I. A. R. con il prof. O. Scarpa

Sono qui riassunti, i concetti e le informazioni che il Prof. Oscar Scarpa, titolare di elettrochimica e direttore della Scuola di Perfezionamento in Siderurgia presso il R. Politecnico di Milano, ha esposti nella radio intervista fatta da l' E.I.A.R. il 31 Luglio u. s., sotto gli auspici del Consiglio Nazionale delle Ricerche e pubblicata nel « Radio Corriere » del 7 Agosto 1938-XVI.

Il Prof. O. Scarpa è stato già in anni lontani un appassionato sostenitore della necessità di sfruttare in più larga misura le risorse minerarie dell'Italia con speciale riferimento alla utilizzazione delle bauxiti e delle leuciti da cui si può ricavare l'alluminio. Le sue prime ricerche sperimentali sui metodi di utilizzazione delle leuciti allo scopo di ricavare allumina e potassa risalgono all'anno 1911.

L'alluminio è il vero metallo italiano, poichè l'Italia possiede inesauribili depositi dei minerali da cui può venire facilmente estratto. Il principale minerale da cui viene oggi ottenuto l'alluminio è la bauxite, che è un ossido idrato di alluminio impuro sovratutto per ferro, silicio e titanio: le bauxiti abbondano nell'Istria, nell'Abruzzo, nelle Puglie e nella Campania. Ma il minerale tipicamente italiano che nell'avvenire dovrà essere da noi sfruttato è un silicato di alluminio e di potassio: la leucite, che è contenuta negli immensi depositi vulcanici del Lazio e della Campania. La quantità di leucite di cui possiamo disporre è di molte centinaia di milioni di tonnellate, e il suo impiego permetterà di risolvere con larghezza anche il problema autarchico della potassa.



L'alluminio non esiste in natura allo stato metallico, e non può venir ricavato con i procedimenti metallurgici impiegati dagli antichi. La scoperta dell'alluminio risale a circa un secolo fa e il suo prezzo, a causa delle difficoltà per ricavarlo dai suoi composti, fu, fino al 1860, quello di un metallo prezioso: circa 20.000 lire oro al chilogramma. Solo nel 1860, essendo stato messo a punto un nuovo metodo di preparazione, il prezzo discese di colpo a 110 lire il chilo, con grande disperazione dei pochi che possedevano gioielli e ninnoli di alluminio. Questo prezzo era ancora troppo alto per concedere applicazioni industriali, alle quali fu possibile arrivare soltanto dopo il 1890, quando venne realizzato il metodo elettrochimico che permise di ricavarlo dalla bauxite, metodo tuttora usato. Il prezzo discese così a poche lire il chilo. Nell'immediato anteguerra era di appena una lira e mezza oro per chilo. In Italia la produzione dell'alluminio non raggiungeva nondimeno, nell'immediato dopo guerra, le due mila tonnellate annue; mentre arriverà fra breve a quarantamila tonnellate annue. Questo balzo in avanti deriva sopratutto dalle direttive autarchiche segnate dal Duce.

L'alluminio può venire infatti ricavato da materie prime completamente nazionali e in numerosissimi casi può essere vantaggiosamente sostituito al rame, alleggerendo così sensibilmente l'Italia dalla importazione di questo metallo, dei cui minerali la natura ci fu tanto avara.

Se si è tardato tanto a realizzare una così importante sostituzione, le cause sono complesse; ma derivano anche dal fatto che soltanto negli ultimi anni si sono scoperte delle leghe di alluminio con proprietà tali da

poter essere impiegate nella tecnica in luogo delle leghe ad alto titolo di rame. L'alluminio, tecnicamente puro, nonchè quello purissimo, possiedono infatti qualità ottime da molti punti di vista: grande leggerezza, bellissima apparenza, poca corrodibilità rispetto agli agenti esterni, grande conducibilità elettrica e termica, ma, per alcuni scopi, ha deficienza nelle caratteristiche meccaniche, mentre alcune leghe di alluminio, contenenti piccolissime quantità di silicio, di rame, di manganese, di magnesio, ecc., posseggono delle proprietà meccaniche, che in alcuni tipi, sono persino comparabili a quelle degli acciai dolci e quindi non solo possono essere sostituite in moltissimi casi ai bronzi e agli ottoni comuni, ma, a parità di peso, possono avvantaggiarsi, per alcuni riguardi, anche rispetto agli ottoni e ai bronzi di qualità.

L'alluminio tecnicamente puro trova tuttavia svariatissime applicazioni. Così ad esempio esso ha grande impiego nella fabbricazione di utensili domestici, nella fabbricazione dei recipienti impiegati per il trasporto del latte, nell'industria casearia e in moltissime industrie alimentari. In proposito non è inutile ricordare che è stata completamente sfatata l'accusa, sorta, non si sa come, alcuni anni or sono, per cui l'impiego di pentole e di casseruole di alluminio avrebbe favorito lo sviluppo di talune malattie. Altri impieghi esso trova nella fabbricazione di molti apparecchi necessari nelle industrie chimiche, farmaceutiche, tintorie, ecc., nella fabbricazione di fogli per avvolgimento e protezione di prodotti vari, per fabbricare isolanti termici, per fabbricare le bellissime e utilissime vernici all'alluminio, per scopi metallurgici, pirotecnici ecc. Grandissimo impiego ha inoltre nella fabbricazione di conduttori elettrici. In proposito sono specialmente da citare le corde di alluminio e di alluminio-acciaio impiegate nei trasporti di energia ad altissima tensione. Abbiamo in Italia grandiose e numerose applicazioni di questo genere, le quali si sono ormai diffuse in ogni paese, sfatando le prevenzioni che, rispetto ad esse, avevano, fino a pochi anni or sono, numerosi tecnici.

L'alluminio tecnicamente puro è inoltre impiegato nella costruzione dei grossi conduttori per i forni elettrici e per numerose industrie elettrochimiche.

Per quanto riguarda l'impiego dell'alluminio per i conduttori elettrici è importante ricordare che, secondo notizie recenti, sono allo studio dei provvedimenti legislativi, per effetto dei quali sarà vietato, in molti casi, l'impiego del rame anche per i conduttori di minor diametro.

Fra le più interessanti applicazioni dell'alluminio e di alcune sue leghe sono infine da citare la costruzione di parti di trasformatori e di macchine elettriche, come pure l'impiego nella costruzione dei motori a scoppio. Non vi è dunque, praticamente, alcun settore della tecnica in cui l'alluminio non trovi applicazioni.

Ma, oltre all'alluminio tecnicamente puro, e a quello purissimo (alluminio raffinato per via elettrochimica) la cui fabbricazione è ormai messa a punto e le cui applicazioni si prevedono interessantissime, per scopi speciali, hanno acquistato particolare importanza in molti campi della tecnica, le leghe costituite prevalentemente con alluminio, alle quali ho già accennato. Queste leghe (chiamate genericamente: « *leghe leggere* ») hanno denominazioni varie (avional, anticorodal, silumin, aldrey, duralluminio, ecc.). Esse appartengono a tipi diversi, a ognuno dei quali corrispondono speciali applicazioni. Il loro studio fu estremamente complesso, specialmente perchè molte acquistano le volute caratteristiche soltanto in seguito a speciali trattamenti termici, cioè a riscaldamenti susseguiti da raffreddamenti e da nuovi riscaldamenti che debbono venir effettuati seguendo regole rigorose diverse per i diversi tipi. Le proprietà meccaniche acquistate in tal modo, unite alla grande leggerezza, e in alcune alla grande resistenza alla corrosione rispetto agli agenti esterni, sono tali da renderne l'impiego indispensabile in molti casi.

Esse trovano un larghissimo campo di applicazione, che cresce di giorno in giorno, nella aeronautica e nelle industrie dei trasporti terrestri: ferrovie, filovie, automobili, ecc. Con esse si fabbricano i vagonetti delle teleferiche, le parti portanti di veicoli vari, ecc. Specialmente in America è diventata ormai comune la costruzione, pressochè integrale, con alluminio e sue leghe, dei veicoli tramviari e ferroviari. Le leghe leggere hanno impiego anche nelle costruzioni navali, ma naturalmente, tale applicazione va fatta con oculatezza poichè l'acqua di mare è un energico agente corrodente. Tuttavia furono impiegate anche per costruire scafi. Tipica è la nostra mototorpediniera « Stefano Turr ». Ma con il progresso della tecnica si arriverà certamente a un più generale impiego dell'alluminio, anche per costruzioni di questo tipo.

Anche nell'architettura e negli accessori degli edifici, nonchè nell'arredamento delle case, si sta diffondendo l'uso di alluminio e di leghe leggere. In molti grattacieli americani le travature impiegate nella costruzione delle parti più elevate degli edifici sono di lega di alluminio.

E con leghe di alluminio furono persino costruiti dei ponti metallici. Secondo notizie recenti, sarà presto fatta in Italia una importantissima applicazione di questo genere. Infatti è allo studio il progetto per la costruzione con leghe leggere del grande ponte sul Tevere che darà accesso alla prossima Esposizione Universale di Roma.

Si costruiscono con lastre di alluminio puro, o di leghe leggere placcate con fogli di alluminio di alta purezza (perchè meglio resistente alla corrosione degli agenti atmosferici), anche le coperture di edifici. E' anzi da ricordare che la prima applicazione dell'alluminio per tale scopo, fu fatta in Italia quaranta anni or sono. La cupola della chiesa di San Gioachino in Roma venne infatti ricoperta con lastre di alluminio, le quali, come hanno mostrato recenti controlli, si mantengono in eccellente stato, malgrado il basso titolo dell'alluminio allora impiegato.

Naturalmente tutte queste applicazioni dell'alluminio e delle sue leghe vanno fatte con adatti criteri, i quali sono diversi da quelli seguiti nell'impiego di altri metalli, ad esempio del rame e delle sue leghe. Ed è appunto per ignoranza o per trascuranza delle necessarie condizioni di impiego e di messa in opera che, nel tempo passato, si ebbero alcuni inconvenienti, le cui cause furono allo-

ra inadeguatamente discusse e condussero a dubbi e a critiche talora sfruttate anche per fini commerciali.

Accanto alle leghe leggere vanno anche ricordate le leghe di alluminio ultraleggere.

Esse contengono, oltre all'alluminio, dei forti tenori di magnesio. Le leghe ultraleggere sono specialmente impiegate nell'aeronautica, in grazia del piccolo peso specifico (circa 2/3 di quello dell'alluminio). Difetto assai grave di queste leghe è la grande corrodibilità e per ovviare ad essa sono tuttora in corso studi numerosi dei quali si interessa anche il nostro Consiglio Nazionale delle Ricerche.

Ma ormai bisogna concludere. Avere una grande produzione di alluminio significa per l'Italia fare un grande passo verso il raggiungimento dell'autarchia, intesa nel senso di poter far fronte ai principali bisogni con materie prime nazionali. Il meraviglioso cammino che sotto l'impulso del Duce è stato fatto anche in questo campo, e diuturnamente prosegue, pare un sogno a chi ha vissuto nei tempi grigi dell'anteguerra e dell'immediato dopoguerra, quando molte iniziative, più volte proclamate, e intese a rendere l'Italia indipendente dallo straniero, pur nel campo industriale ed economico, cadevano nel vuoto e talvolta venivano persino derise.

BREVETTI

PROCESSO E DISPOSITIVO DI ESTRAZIONE DI METALLI DA MINERALI - *Botti M.*, a Milano. (6-425).

LEGHE DI MAGNESIO - *Compagnie de Produits Chimiques et Electrometallurgiques Alais, F. e C.*, a Parigi. (6-425).

PROCEDIMENTO PER LA PREPARAZIONE DI MISCELE DI REAZIONE FORMATE PER LA PRODUZIONE TERMICA DI MAGNESIO DA DOLOMITE O MAGNESITE - *J. G. Farbenindustrie A. G.*, a Francoforte s. M. (Germania). (6-425).

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI COLLEGAMENTO FRA RAME O SIMILI, ED ALLUMINIO - *Allgemeine Elektricitäts-Gesellschaft*, a Berlino. (6-426).

ANODO PER CELLULE ELETTROLITICHE PER LA SEPARAZIONE DI MAGNESIO, BERILLIO E METALLI ANALOGHI PER ELETTROLISI DI SALI FUSI - *Gesellschaft zür Vewertung C.T.V.A.G.*, a Vaduz. (6-427).

PROCESSO ED APPARECCHIO PER LA PREPARAZIONE DI MAGNESIO, BERILLIO E METALLI ANALOGHI PER ELETTROLISI DEI RISPETTIVI SALI FUSI - *La stessa.* (6-427).

METODO PER LA PRODUZIONE DELLE LEGHE - *Alloys Ltd.*, a Toronto, Ontario (Canadà). (5-352).

SISTEMA E CONCHIGLIA PER LA FORMAZIONE DI LINGOTTI COMPATTI E DI ALTRI PEZZI DI LEGHE DI ALLUMINIO O DI MAGNESIO - *Durener Metallwerke A. G.*, a Berlin-Borsgiwalde. (5-352).

PROCESSO PER LA FORMAZIONE ELETTROLITICA DI RIVESTIMENTI A BASE DI OSSIDO SU LEGHE DI MAGNESIO PRIVE DI ALLUMINIO - *Siemens & Halske A. G.*, a Berlin-Siemensstadt. (5-353).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI STRATI DI PROTEZIONE SU MAGNESIO E SUE LEGHE - *I. G. Farbenindustrie A. G.*, a Francoforte s. M. (Germania). (5-353).

CONCHIGLIA PER LA FORMAZIONE DI LINGOTTI COMPATTI E DI ALTRI PEZZI DI LEGHE DI ALLUMINIO O DI MAGNESIO - *La stessa.* (5-352).

PROCESSO PER CRISTALLIZZARE NITRATO DI CALCIO, DI MAGNESIO ED IN GENERALE DI NITRATI ALCALINO-TERROSI O MISCELE DI ESSI E PRODOTTI RELATIVI - *Azogeno, Soc. An. e Toniolo C.*, a Genova. (5-394).

PROCESSO PER AUMENTARE LA RESISTENZA ALLA FATICA DELLE LEGHE DI ALLUMINIO. - *La stessa.* (7-497).

PROCEDIMENTO PER PROTEGGERE MAGNESIO E LEGHE RICCHE DI MAGNESIO DALLA CORROSIONE MEDIANTE METODO ELETTROLITICO - *Sutton H., Le Brocq L. F. e Savage E. G.*, a Sout Farnborough, Hampshire (Gran Bretagna). (5-353).

PROCEDIMENTO DI FABBRICAZIONE SIMULTANEA DI OSSIDO DI ALLUMINIO PURO E DI FOSFATO DI AMMONIO E MAGNESIO - *D'Assev C.*, a Bruxelles. (5-394).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI OSSIDO DI MAGNESIO PER VIA ELETTROCHIMICA DALL'ACQUA DI MARE O SIMILI - *Lundberg Sven Harald*, a Lidingö (Svezia). (6-476).

PROCESSO PER LA FABBRICAZIONE SIMULTANEA DI ALLUMINIO E DI MAGNESIO - *Gentil H. L.*, a Parigi. (5-352).

PROCEDIMENTO E DISPOSITIVO PER LA COLATA A SIFONE, MEDIANTE MATEROZZA, DI TUTTI I METALLI, E PRINCIPALMENTE DELL'ACCIAIO - *Aciers du Centre e Magnée Jean*, a Parigi. (7-495).

PRODUZIONI DEI CLORURI DI METALLO DEL GRUPPO II°, CALCIO, STRONZIO, BARIO, MAGNESIO, ZINCO e CADMIO - *Browing H.*, a The Gables, High Lane Cheshire (Gran Bretagna). (7-495).

PERFEZIONAMENTI NELLE LEGHE DI RAME-ALLUMINIO E NEI RIFLETTORI DI LUCE FATTI CON QUESTE LEGHE - *Hermsen Wilhelm e Delves F. J.*, a Parigi. (7-496).

PROCESSO DI COLATA PER LA FABBRICAZIONE DI BLOCCHI DA LEGHE DI ALLUMINIO - *Roth Walter*, a Buschhütten, Kreuztal (Germ.). (7-497).

NOTIZIARIO TECNICO

Il 1° Convegno per lo sviluppo della sperimentazione ai fini dell'autarchia industriale

Nei giorni 26-27-28 Settembre si è tenuto in Venezia il I° Convegno per lo Sviluppo della Sperimentazione ai fini dell'Autarchia Industriale. Sede del Convegno era il cinquecentesco palazzo Vendramin-Calergi, particolarmente attrezzato per soddisfare ogni esigenza organizzativa e turistica.

Nelle ampie sale di questo Palazzo, destinato da S. E. Volpi a Sede del Centro di Elettrologia si è realizzato il voto espresso nell'Ottobre scorso dai Dirigenti di Aziende Industriali Italiane.

Nella riunione di Bolzano, alla fine dei lavori, essi esprimevano in un voto la necessità e l'urgenza di provvedere affinchè l'industria italiana potesse contare sui maggiori mezzi e possibilità sperimentali. La mancanza o insufficienza dei Laboratori, la deficienza di un'assistenza tecnica adeguata costituiscono un problema acutamente sentito dalla industria italiana in fase di rigoglioso sviluppo, fase che più di ogni altra abbisogna di quell'aiuto e di quell'assistenza che solo la ricerca e la sperimentazione possono fornire.

S. E. Il Maresciallo d'Italia Pietro Badoglio, Presidente del C. N. R., accettando la presidenza del Convegno ha confermato l'importanza della questione nei riguardi della vita spirituale e produttiva della Nazione. S. E. Lantini, Ministro delle Corporazioni, ha significato con la sua attiva partecipazione ai lavori la rispondenza della impostazione allo spirito corporativo del Fascismo.

Il Convegno è stato organizzato dalla Federazione Nazionale Fascista Dirigenti delle Aziende Industriali, in collaborazione col Centro Volpi di Elettrologia; l'affluenza dei congressisti è stata una conferma dell'interesse suscitato in Italia dal contenuto del Convegno.

Più di millecinquecento convenuti, tecnici, scienziati, dirigenti di Aziende, hanno portato ai lavori l'aiuto della loro competenza. Tra essi erano presenti le più note personalità della industria e della scienza.

E' stata, come S. E. Volpi l'ha giustamente definita, una vera mobilitazione di cervelli e di spiriti per affrontare questa difficile questione, per abbattere le barriere che ancor oggi sussistono, in qualche campo, tra scienza ed industria, per fondere in una collaborazione di altissimo significato le forze intellettuali e produttive italiane. E' questa massa di menti e di volontà che S. E. Badoglio, rivolgendo agli intervenuti il suo saluto alla chiusura dei lavori, ha acutamente considerato come il suo Stato Maggiore nella vita civile italiana.

Lo schema seguito nei lavori stessi è stato plasmato alle particolari esigenze del problema. Il Convegno si doveva occupare sia dei lati generali che il problema della sperimentazione involge (problema dei Laboratori dei Ricercatori, dei Brevetti) sia degli aspetti particolari che tale problema ha nei confronti dei singoli settori della produzione industriale.

Opportuna è apparsa quindi la divisione dei lavori in sedici Sezioni, di cui le prime tre esaminavano i lati generali, mentre le tredici successive definivano il problema nelle sue pratiche estrinsecazioni. Ogni Sezione, guidata da un Presidente, assistito da due Vicepresidenti, ha svolto i suoi lavori basandosi su un Comitato di esperti.

Sono state esaminate le memorie che gli iscritti hanno presentato in argomento, sono stati discussi e raccolti i voti essenziali. Su questa base il Relatore di ogni singola Sezione ha presentato una mozione per il settore di industria rappresentato.

I lavori si sono iniziati il giorno 25 con una riunione generale delle Presidenze di Sezione. Il 26 mattino, alla presenza di S. E. Badoglio e di S. E. Volpi, sono stati iniziati i lavori di otto delle Sezioni, mentre nel pomeriggio le altre otto Sezioni hanno discusso i loro problemi particolari. S. E. Badoglio è intervenuto ai lavori di ogni Sezione. La sua alta figura di Capo e di realizzatore ha sempre guidato le discussioni verso fini pratici e conclusivi.

Il giorno 27, nella Sala dello Scrutinio in Palazzo Ducale, presenti le massime autorità, S. E. Volpi riassumeva in sintetiche parole lo scopo e lo spirito del Convegno, e ricordava brevemente tutta la preziosa opera animatrice svolta per esso da S. E. Parravano e l'infinito compianto per la sua immatura perdita.

S. E. Badoglio pronunciava quindi brevi parole esprimendo la certezza che l'opera di fusione fra ricercatori e realizzatori, così brillantemente iniziata, venga proseguita con tenace volontà per contribuire all'indipendenza della Patria in pace ed in guerra.

S. E. Lantini ha porto ai convenuti il saluto delle Corporazioni, esprimendo così il suo pensiero per l'opera svolta dal Convegno:

« Mi auguro che per quanto riguarda lo Stato la penuria dei mezzi non mortificherà l'esame e la soluzione di problemi così vitali, da cui si attendono incrementi utilitari e più rapido progresso nella nostra produzione.

Ma anche le idee economiche, e le prospettive dell'azione amministrativa si vengono evolvendo sotto la spinta decisiva degli eventi, sotto la guida maestra di questa nostra storia contemporanea, di cui siamo tutti attori e che trova in un Italiano, nel nostro Duce, un anticipatore ed un interprete di tanta potenza e di così spirituale e umana altezza.

Quale il grande contributo che la scienza può dare alla vita del popolo, all'esistenza dello Stato stesso, all'avvenire di questa nuova entità politica, economica e sociale, che è l'Impero Italiano? Se autarchia vuol dire ricerca del massimo possibile di autonomia del Popolo italiano; se corporativismo vuol dire solidarietà stretta e operante tra classi e categorie, onde l'interesse privato sia fattore e propulsore del più alto interesse collettivo; e questo sia giusta e serena fusione e vigoroso potenziamento delle classi, degli interessi particolari dei singoli, delle categorie tutte; mettere la scienza al servizio della produzione vuol dire realizzare la ricerca assidua, tenace illuminata del più alto rendimento produttivo col minimo di sforzi, di consumi, di sprechi.

Il servizio della scienza vuol dire anche preparazione geniale, fervida, devota della difesa della Nazione. Affinchè nella pace e nella guerra, la idea illuminata dalla mirabile luce dell'Intelligenza divina, aiuti e protegga l'esercito del lavoro e dei soldati verso vittorie più belle e nobili, cui, in pace o in guerra, popoli vivi debbono tendere con tutte le loro volontà.

Il Consiglio Nazionale delle Ricerche, le Confederazioni dei produttori, la Commissione Suprema dell'Autarchia, il Duce saranno gli artefici di questo nuovo patto che si è stretto ormai

tra il mondo del pensiero che elabora e sperimenta, e il mondo del lavoro che applica e produce».

S. E. Calletti, Relatore Generale illustrava in particolare i lavori eseguiti, e i risultati raggiunti, e proponeva la mozione finale.

Il giorno seguente 28 Settembre, i congressisti hanno visitato Venezia nelle sue bellezze artistiche e nelle sue realizzazioni industriali.

La relazione generale alle sezioni riunite e la mozione conclusiva relativa.

Qui di seguito riportiamo le principali mozioni elaborate dalle singole Sezioni e la mozione finale riassuntiva di S. E. Calletti.

La mia appartenenza al Consiglio Nazionale delle Ricerche in qualità di presidente del Comitato per l'ingegneria mi ha procurato l'onore di essere chiamato al compito di relatore generale di questo Convegno, compito per il quale ho avuto la cordiale apprezzatissima collaborazione del camerata prof. Francesco Mariani.

Mi accingo quindi ad illustrare in generale sintesi i lavori che si sono svolti.

Prima però di entrare nel merito delle questioni trattate, reputo dovere porre in rilievo come questo Convegno — onorato dalla presenza di S. E. il Ministro delle Corporazioni e alla cui presidenza vedonsi affiancate le alte personalità che sono a capo del C.N.R. e della Confederazione Fascista dell'industria —, abbia un suo particolare titolo di nobiltà nel fatto che esso è la manifestazione di un atto di volontà della grande famiglia degli Industriali italiani per dare forma concreta a precisi pensieri espressi dal Duce.

Ammonì il Duce all'atto del primo insediamento del C.N.R.: «Il Consiglio deve essere un organismo all'unisono con la vita della Nazione e quindi a contatto con gli industriali, con gli agricoltori, con i commercianti, con le amministrazioni. Di qui la necessità di un coordinamento e di un collegamento tra le Confederazioni ed il Consiglio». E aggiunge: «Le Confederazioni devono sentire e comprendere che le ricerche scientifiche si traducono in miglioramento e aumento della produzione che in definitiva i risultati delle ricerche scientifiche e le indagini all'uopo compiute servono alle Confederazioni stesse».

Più di recente poi, il Duce ha proclamato che nelle complesse e severe vicende dell'ora storica che volge è necessario che gli italiani assumano come legge morale di vita economica «la mistica dell'autarchia».

Le parole del Duce sono il Vangelo della Patria, sono guida sicura per tutti gli italiani verso ogni buona e santa battaglia, sono il vessillo di tutte le auspicabili vittorie.

Ond'è che gli industriali italiani, eletta falange di produttori nelle file dei quali si annoverano nobili figure di coraggiosi pionieri, sempre pronti ad ogni ardimento e ad ogni sforzo per la maggiore valorizzazione del capitale italiano, in piena consapevolezza del più alto dovere a loro tracciato dalla parola del Duce, allo scopo di maggiormente e meglio concorrere alla lotta per l'indipendenza economica della Patria, in risposta all'appello loro rivolto dal Presidente del C.N.R. S. E. il Maresciallo Badoglio, il glorioso Duca di Addis Abeba — guidati dal preclare capo della loro Confederazione S. E. il Conte Volpi di Misurata — hanno con questo Convegno fascisticamente voluto gettare le basi di una nuova forma di coordinata attività per lo sviluppo della sperimentazione ai fini dell'autarchia industriale.

La semplice enunciazione di questo alto e nobile scopo fa immediatamente comprendere la importanza del compito ma anche la grande complessità delle questioni che ad esso si connettono.

Debbono essere affrontati e risolti problemi di cose e problemi di uomini, forse più di uomini che di cose. Ma questa non è l'ora in cui le difficoltà possano arrestare gli italiani nelle vie che si propongono di seguire quando la meta è interesse nazionale. Ben lo sanno i Capi che sono alla Presidenza di questo raduno i quali, di questa nuova coscienza hanno dato meravigliose prove.

Quando sorreggono la fede e la volontà, ed è viva la coscienza verso la Patria, quando, per l'argomento che è scopo di questo Convegno sia veramente sentito il sublime significato della legge morale dettata dal Duce, — la mistica dell'autarchia — non vi sono ostacoli che non si sappiano travolgere, non vi sono difficoltà che non si possano superare.

Nel tumultuoso svolgersi della vita moderna, ovunque si veggono sconvolte tutte le tradizioni quietistiche concezioni di vita politica, sociale, economica. A nessuno è oramai più consentito di sostare. «Chi si ferma è perduto» è la parola del Capo.

Nella nostra Italia, la dolce Patria che alla luce del Littorio gioiosamente rivive giorni di gloria, si lavora e si lotta, ma sempre in serena armonia perchè tutti gli italiani sanno e sentono che l'interesse generale è l'interesse di ciascuno.

L'industria italiana, già tanto altamente affermatasi per ammirevoli imponenti realizzazioni produttive, vuole eliminare ogni perdurante incertezza, colmare ogni residua lacuna, per essere in grado di maggiormente e meglio servire la Patria fascista e per lo scopo vuole più largamente e organicamente sviluppare, d'accordo col C.N.R., la sperimentazione.

Con la coscienza della nobiltà del fine, con ardore materiato di fede, relegati oramai tra i ciarpami di un remoto passato di egoismi, i misoneismi, i quietismi, la nuova battaglia che gli industriali italiani, con l'appoggio del C.N.R. vanno ad intraprendere certamente si concluderà in una brillante vittoria.

Nello svolgimento dei lavori delle Sezioni, le categorie industriali qui rappresentate hanno concordemente attestato sentimenti di viva riconoscenza verso gli scienziati, gli studiosi ed i ricercatori italiani, che in ogni epoca hanno dato impronte gloriose alla vita nazionale e al progresso civile e che hanno fissato anche le basi della nostra poderosa industria contemporanea. La iniziativa stessa di questo Convegno, per un assiduo collegamento tra scienza e industria, vuole appunto significare riconoscimento dei titoli di merito che spettano alla scienza italiana, per affrontare vie completamente nuove che richiedono nuovi impianti, nuove macchine, nuove materie prime, nuovi processi di trasformazione. Talvolta è come se l'industria cominciasse ora per la prima volta il proprio cammino. E poichè si tratta di un indirizzo il cui contenuto essenziale non è il ciclo di produzione alimentato da mezzi qualsiasi, ma è quello servito esclusivamente da mezzi determinati, l'impiego dei quali non contrasti con le necessità economiche nazionali, emerge la necessità che questi mezzi siano creati ex novo, *traendo profitto da condizioni ambientali, anche solo parzialmente favorevoli.*

Il numero dei laboratori esistenti appare rilevante ma è già noto che essi non sono sufficienti al bisogno della più larga sperimentazione che si vuole istituire.

Come si è accennato, il Consiglio Nazionale delle Ricerche, nello svolgimento dei suoi compiti istituzionali, avendo constatato per non pochi settori della tecnica industriale la quasi assoluta mancanza di ogni seria possibilità di sperimentazione, ha ritenuto necessario di adottare opportune iniziative per sopperire a tale mancanza con apposite sue proprie istituzioni, che sono in via di organica formazione.

In generale, per queste materie, si dovrà procedere con la massima ponderatezza, per convogliare i mezzi a disposizione ove maggiore se ne senta la necessità. Per fare questo non basta quindi la sola nozione statistica dei laboratori esistenti, conviene anche conoscere le deficenze che sono da colmare ed eventualmente le superfluità da eliminare, condizione questa evidentemente indispensabile per ogni iniziativa che miri ad una generale, migliore regolazione e disciplina della sperimentazione.

Appare pertanto consigliabile una sistematica indagine a riguardo delle effettive efficenze degli esistenti laboratori in rapporto alla rispettiva specializzazione e ai mezzi di ricerca di cui dispongono. Questa indagine nei riguardi dei laboratori aziendali aventi finalità specifiche, in servizio di determinate grandi Aziende industriali come pure quelli delle grandi Amministrazioni Statali avrebbe un significato puramente ricognitivo ma

sarebbe certamente tuttavia molto utile per ogni eventuale possibilità d'intese a scopo di collaborazione in servizio dei grandi interessi nazionali, ai fini dell'autarchia.

Per i laboratori extra aziendali l'indagine avrebbe un più immediato significato di utilità in quanto, attraverso opportune intese con gli enti da cui dipendono, potrebbe essere non difficile il promuovere ed attuare quella migliore suddivisione e specializzazione di compiti, che, pur rispettando le necessità funzionali di ciascuna istituzione, apparissero consigliabili.

Lo stesso può dirsi in rapporto ai laboratori degli Istituti superiori d'insegnamento tecnico. E' ben vero che per questi ultimi vanno tenute presenti e ricercate le necessità di attrezzatura e d'indirizzo che sono connesse al fondamentale scopo didattico pel quale sono istituiti, nonchè per le ricerche ai fini del progresso scientifico; ma è ben possibile stabilire in base ad accordi con le competenti sedi (Ministero Educazione Nazionale; Rettori di università; Direttore di Istituti) che, come già largamente si verifica, questi laboratori siano per un settore di possibile attività destinati a ricerche in servizio dell'industria, e, per il settore stesso siano oggetto d'iniziative a scopo di suddivisione e specializzazione di compiti.

La specializzazione è in massima raccomandabile perchè consente il miglioramento dei mezzi di ricerca, senza che le esigenze finanziarie tecniche ed ambientali si moltiplichino esageratamente e inoltre rende possibile che si lavori più in profondità con generalizzazione per le prestazioni a tutte le categorie che possono avere interesse.

Per lo scopo medesimo sarebbe auspicabile che i grandi laboratori di Stato, alcuni dei quali sono veri modelli di perfezione organizzativa e che oggi sono adibiti esclusivamente a ricerche per conto delle rispettive Amministrazioni, istituiscano reparti per determinate ricerche per l'interesse dell'industria.

Parallelamente alle iniziative per la migliore valorizzazione dei laboratori esistenti, altre se ne dovrebbero svolgere per la creazione di nuovi centri di ricerca in servizio di quei rami della tecnica industriale, pei quali come si è visto allo stato delle cose non si ha in Italia alcuna attrezzatura sperimentale.

Oggi, per laboratori dei quali si caldeggia la istituzione, si espongono anche nuovi criteri e si suggeriscono ubicazioni appropriate alla distribuzione delle strutture industriali interessate.

Talvolta l'ubicazione del laboratorio, sia che si abbia nelle immediate vicinanze delle aziende, sia che ne disti notevolmente, non determina prospettive diverse.

In altri casi invece, la vicinanza tra laboratori ed azienda va perseguita nell'interesse di un contratto frequente e personale che ha di per sè stesso valore ai fini dello sviluppo delle relazioni fra scienza e industria.

Comunque questo è un problema da risolvere caso per caso, tenendo presente che quanto più le strutture produttive sono guidate da criteri meno dinamici e moderni, tanto più esse hanno bisogno dell'opera assidua dei laboratori sperimentali in tutti i suoi riflessi utili ai fini organizzativi della produzione.

Col problema dell'incremento dei laboratori si manifesta immediatamente quello della necessità dei ricercatori.

E' questo l'argomento che ricorre in quasi tutti i lavori delle Sezioni. I ricercatori italiani non valgono certamente meno dei migliori ricercatori degli altri paesi. Unico punto debole per noi è quello del loro numero eccessivamente limitato.

Va riconosciuto che il ricercatore segue oggi per dedicarsi alla attività sperimentale più una propria vocazione o un proprio amore di studioso che un miraggio di tornaconto. Molte volte, proprio per la sproporzione fra il provento dell'opera e la necessità della vita il ricercatore considera la sua attività nel laboratorio come un periodo transitorio per il passaggio della industria a servizi più comuni, ma certamente più redditizi.

Ora è invece indispensabile che si formi una larghissima schiera di elementi atti e votati alla ricerca ed è necessario pure in conseguenza, che questi elementi possano avere attraverso lo svolgimento della propria attività, le soddisfazioni materiali e morali adeguate alla importanza della funzione che essi esercitano nell'interesse generale.

Il problema dei ricercatori è stato sviluppato come l'esame degli aspetti relativi alle necessità generali dei maggiori settori della ricerca e con la formulazione di proposte che vanno dalla fase dello svolgimento degli studi universitari a quello della assistenza ai ricercatori in normale svolgimento dei propri compiti di laboratorio.

In generale si ammette che la formazione dei ricercatori sarà facilitata da una sempre maggiore elevazione del tono degli studi per il conferimento delle lauree tecniche e da una successiva integrazione della cultura acquisita durante gli anni di studio, con particolare specializzazione alle ricerche scientifiche e tecniche mediante una assidua frequenza presso Istituti sperimentali e cioè idonei.

In relazione con il problema dei ricercatori è quello della tutela della proprietà industriale.

L'argomento è stato esaminato in tutti gli aspetti giuridici e pratici della tutela della proprietà intellettuale facendo riferimento alle recenti norme legislative e prospettanti, tra l'altro, la necessità dell'esame preventivo delle invenzioni in sedi di rilascio di brevetti come base di serietà e di sicurezza ai fini della tutela medesima. Sul voto che a questo riguardo è stato emesso si richiama in particolar luogo l'attenzione delle gerarchie competenti, sicuri che, se il Convegno avrà il seguito di questa realizzazione, avrà ben meritato del progresso scientifico e tecnico del nostro Paese.

A fianco della tutela legale è emersa in più di una relazione l'opportunità dell'assistenza morale, cioè di quelle forme di riconoscimento che rendono pubblica l'importanza dell'opera che i ricercatori compiono nei laboratori ed esaltano l'influenza di essa ai fini dello sviluppo delle strutture produttive e quindi ai fini del potenziamento economico e del progresso della Società.

Questa assistenza morale può giovare, non meno delle varie forme e tutele degli interessi materiali, a moltiplicare il numero e l'entusiasmo di lavoro della benemerita categoria dei ricercatori.

Infine occorre ricordare un punto sul quale non ha avuto modo di fermarsi in particolare alcuna Sezione, ma che deve qui essere almeno accennato. La creazione pura e semplice di Centri di sperimentazione, guidati da menti elette, con la collaborazione di un notevole studio di ricercatori, forniti di ottimi mezzi di indagine, non è ancora attuazione del programma autarchico dell'industria. Per arrivare a questo — che è poi il fine che ci si propone — debbono i dirigenti apprezzare ed attuare nelle industrie i risultati della sperimentazione per giungere alla selezione di problemi che loro suggerisce la vita della industria.

E' il grande conforto che la iniziativa di questo primo Convegno sia stata presa proprio dalla Federazione Nazionale Fascista dei dirigenti di Aziende Industriali, i quali, nel loro squisito senso di responsabilità, hanno sentito quale via si debba seguire per realizzare completamente l'autarchia nella industria. Ma occorre andare più addentro ed è necessario far sì che la scuola formi e consolidi nei futuri dirigenti la visione chiara della necessità della sperimentazione e si fanno voti perchè siano orientati in questo senso i programmi di insegnamento tecnico.

E' infine molto raccomandato e invero desiderabile che le notizie riguardanti le attività dei laboratori formino oggetto di sistematica documentazione ai fini della più larga diffusione, anche oltre la cerchia degli ambienti strettamente scientifici.

Ciò non può ovviamente differirsi alle notizie di ricerche aventi carattere legittimamente riservato. Ma, semprechè non ricorra questa condizione limitativa e specialmente per i lavori di ricerca che si compiono presso laboratori extra aziendali, è necessario che la divulgazione, oltre che larghissima, sia bene ordinata con classifica per settori di attività e sviluppata in forma corrispondente alle esigenze pratiche di funzionamento delle Aziende.

E' questo un aspetto importante del problema che qui si documenta e che va esaminato d'intesa col Consiglio Nazionale delle Ricerche e col Ministero delle Corporazioni per giungere alle soluzioni più facili e più convenienti.

E' stato anche proposto che questi Convegni si ripetano a intervalli regolari di tempo per facilitare gli scambi di vedute fra ricercatori di diverse categorie.

In linea di azione pratica l'attuazione dei criteri svolti richiede l'esistenza di un apposito organo che, con possibilità di azione e mezzi adeguati, sia in grado di tradurre le idee in realizzazione.

Le conclusioni delle Sezioni costituiscono una guida per il lavoro da compiere. Alcune fondamentali necessità di azione sono state qui tracciate: potenziamento e perfezionamento dei laboratori esistenti; istituzione di nuovi Centri di ricerca per quei rami dell'industria che oggi non trovano in Italia possibilità di sperimentazione; provvedimenti varii in rapporto alla necessità dei ricercatori; documentazione e divulgazione dei lavori di ricerca.

Occorre poi studiare, istaurare e far vivere con assicurata continuità, un ben disciplinato sistema di coordinamento tra le industrie che hanno d'uopo di ricerche sperimentali e i laboratori che sono in grado di effettuarle.

L'Organo realizzatore di tale piano d'azione non può non far capo al Consiglio Nazionale delle Ricerche — il grande istituto creato dal Regime su precise direttive del Duce con compiti precipuamente diretti a quelli che sono gli scopi di questo Convegno.

Potrebbe pertanto tale Organo essere costituito da una Commissione speciale nominata dal Presidente del Consiglio Nazionale delle Ricerche, della quale dovrebbero essere chiamati a far parte membri del Consiglio di particolare preparazione nella materia da trattare e rappresentanti della Confederazione designati dal suo presidente.

L'attuazione di tutto il complesso programma tracciato richiede larghe disponibilità finanziarie, problema questo che dovrà essere affrontato come pregiudiziale per il conseguimento dello scopo.

In sistesi conclusiva di questo riassunto dei lavori del Convegno, ho l'onore di proporre la seguente mozione:

« Il primo Convegno per lo sviluppo della sperimentazione ai fini dell'Autarchia Industriale,

preso atto delle comunicazioni dei Presidenti delle 16 Sezioni delle quali risulta il vivo e solidale interessamento degli scienziati, dei ricercatori, degli industriali e dei tecnici, per i problemi del Convegno, interessamento espresso da 425 relazioni presentate,

reso omaggio alla scienza italiana, che in ogni epoca ha segnato impronte nel campo della civiltà ed ha avuto incisivo impulso dal rapido evolversi ed affermarsi della industria italiana,

considerata l'opportunità che i rapporti fra scienza e industria s'intensifichino ed abbiano sistematico avviamento le soluzioni dei problemi che interessano le finalità autarchiche della Nazione,

RITIENE NECESSARIO

1) che le grandi Aziende industriali pongano le maggiori cure allo sviluppo delle proprie strutture sperimentali;

2) che siano accresciuti gli impianti di laboratori di sperimentazione extra aziendali esistenti, per mettere a disposizione delle piccole e medie industrie il beneficio della sperimentazione stessa, creando, ove occorra, nuovi laboratori di questo tipo;

3) che sia favorita la formazione di un numeroso nucleo di ricercatori;

4) che sia promossa la realizzazione dell'esame preventivo delle invenzioni in sede di rilascio dei brevetti;

5) che sia facilitata la diffusione fra le Aziende industriali delle pubblicazioni degli atti di laboratorio e di una abbondante documentazione tecnica;

6) che siano promosse intese fra le categorie produttive interessate alle stesse ricerche;

7) che sia provveduto, con senso realizzatore, ad assicurare le indispensabili disponibilità di mezzi finanziari;

ED AFFIDA

alla coordinata azione del Consiglio Nazionale delle Ricerche e della Confederazione Fascista degli Industriali lo svolgimento delle iniziative occorrenti perchè i voti suespressi possano tradursi in concreta realizzazione ».

Le mozioni approvate dalle singole Sezioni.

Riportiamo qui di seguito le mozioni che maggiormente interessano i problemi di ricerca e di organizzazione nel campo della metallurgia.

Sezione I - **Impianti e dotazione dei laboratori.**

a) La Sezione I del Convegno, mentre riconosce che i laboratori di alcune categorie di industrie sono pienamente attrezzati per proseguire efficacemente nella lotta per l'autarchia, riconosce altresì la opportunità che molti dei laboratori aziendali ed extra aziendali siano potenziati ed altri creati a nuovo.

b) Poichè la generalità concorda nel ritenere che i laboratori maggiori siano quelli che dànno i migliori frutti, si manifesta la necessità che prima di crearne di nuovi siano rafforzati e migliorati i laboratori esistenti, eventualmente facendo morire i rami secchi.

c) I laboratori pubblici statali sono sempre quelli cui ricorre la più estesa cerchia di categorie industriali. In tali laboratori debbono trovare maggiore sviluppo ricerche e studi industriali e tecniche in genere, tenendo anche ad una particolare specializzazione per facilitare le prove private.

Il sostegno dello Stato è pertanto opportuno che sia devoluto a favore di tali laboratori di ragione pubblica. Agli stessi dovrebbero però concorrere anche le categorie industriali interessate.

d) I laboratori maggiori debbono assistere le piccole industrie; ma ove necessario, queste debbono accordarsi fra categorie anche artigiane (eventualmente coattive) per far capo ad un laboratorio specializzato.

e) Per il materiale scientifico di impianto di tutti i laboratori si richiedono facilitazioni nella introduzione del materiale estero, con garanzia del C.N.R.; ma inoltre deve essere stimolata in Italia anche la fabbricazione di detto materiale, eventualmente a mezzo di premi o con veri e propri obblighi di fabbricazione.

f) Per interesse nazionale debbono essere italianizzati quei rami di ricerca di industrie italiane che hanno le menti direttive all'estero.

g) E' necessario organizzare per ciascuna categoria una documentazione dettagliata di ogni progresso raggiunto sia in Italia che fuori in tutti i rami industriali (compresi i brevetti). Per ogni categoria si potrebbe consigliare la pubblicazione di un bollettino a scadenze fisse di notizie brevi, al quale collaborassero tutte le industrie interessate, di conserva con l'ufficio di documentazione del C.N.R.

Presidente: Sen. Prof. Ing. GAUDENZI FANTOLI.
Relatore: Prof. ETTORE SCIMEMI.

Sezione II. - **Proprietà industriale.**

Riconosciuta la grande importanza che un'adeguata soluzione dei problemi relativi alla tutela della proprietà industriale presenta nei riguardi del progresso della produzione nonchè del perfezionamento dell'attrezzatura aziendale al supremo fine dello sviluppo dei piani autarchici;

riconosciuta in conseguenza l'assoluta urgente necessità di rendere sempre più consapevole e salda, sia in seno ai centri industriali che nell'ambito dei pubblici poteri, la coscienza di tali fondamentali problemi, perchè ne venga attuata, senza indugio e con sufficienza di mezzi, l'auspicata realizzazione;

ritenuto che questa deve convergere alla valorizzazione dei brevetti italiani nei confronti coi brevetti rilasciati nei Paesi che hanno più lunga tradizione nella tutela della proprietà industriale, al fine generale di un maggiore prestigio del nostro Paese anche in questo campo e altresì al fine di dare impulso al progresso industriale e di assicurare una maggiore difesa della industria sana contro forme di monopolio intrinsecamente inconsistenti;

ritenuto che la realizzazione stessa deve tendere a ridurre gradualmente l'apporto di brevetti esteri in Italia con le relative conseguenze nel campo valutario e in quello della piena affermazione della produzione nazionale, e deve altresì stimolare in ogni forma più acconcia, pur sempre in armonia con le esigenze e con la disciplina delle aziende, attività inventiva dei dipendenti delle aziende stesse, nonchè favorire la pratica attuazione dell'attività degli inventori isolati così nella fase della progettazione come in quella della sperimentazione;

FA VOTI

A) Sull' argomento relativo all' attuazione dell' esame preventivo della novità delle invenzioni, già accolto e disciplinato nella grande riforma fascista consacrata nella legge 13 settembre 1934, n. 1602, della quale si attende ancora l'entrata in vigore:

a) che sia nel più breve termine possibile attuato il detto esame preventivo, pur considerando la possibilità e la opportunità di realizzarlo gradualmente, sia nei riguardi dell'oggetto dell'esame stesso, sia in raporto ai singoli settori dell'industria a cui si riferiscono le invenzioni;

b) che, in particolare per quanto attiene all'oggetto dell'esame, questo possa, in primo tempo, essere ammesso anche soltanto su richiesta degli interessati, rilasciandosi, in pendenza dell'esame, attestati di carattere provvisorio, e venga altresì eseguito nei casi di opposizione al rilascio del brevetto da parte di terzi, nei quali casi la discussione sulla novità dell'invenzione viene fatta sulla base di concreti elementi forniti dagli opponenti: istituto questo che avrebbe dovuto entrare in vigore, secondo la nuova legge suddetta, indipendentemente dall'esame preventivo da parte dell'ufficio;

c) che vengano altresì, sempre in attesa di un esame preventivo completo segnalati dall'ufficio agli interessati — anche con annotazione sull'attestato di privativa — quei brevetti italiani in vigore che l'ufficio stesso ritenga interferiscano, in tutto od in parte, con l'oggetto della domanda, sviluppando poi, nel più breve tempo possibile, l'esame preventivo nei riguardi di tutti i brevetti italiani senza limitazione, e poi anche dei brevetti pubblicati a stampa nei principali paesi esteri;

d) che, dovendosi riconoscere che l'esame preventivo delle novità come elemento integrante del rilascio del brevetto, rappresenta una funzione tipicamente statale, debbano tendere allo scopo suddetto tutti gli sforzi dei pubblici poteri nella certezza di compiere opera di grande interesse per l'economia nazionale, avvalendosi peraltro anche dell'apporto che alla risoluzione del problema potranno dare le categorie industriali più direttamente interessate;

e) che all'uopo le Federazioni Industriali competenti, in stretto collegamento con la Confederazione fascista degli Industriali, si pongano senza indugio allo studio dei mezzi indispensabili per la realizzazione dell'esame preventivo, prendendo opportune iniziative, facendo proposte concrete alle superiori autorità e sollecitando quelle pronte decisioni che la importanza del problema e l'interesse della Nazione esigono;

f) che, in relazione alle esigenze proprie dell'esame preventivo, ma anche indipendentemente dall'attuazione immediata di esso, siano perfezionate le norme relative alla descrizione delle invenzioni, in modo da circoscrivere il campo del monopolio da esse nascente agli elementi specificati in modo tassativo nelle rispettive rivendicazioni; condizione questa che appare indispensabile a garanzia della libera e sicura esplicazione dell'attività industriale e ad evitare ingiustificate e vessatorie pretese basate sul voluto equivoco nella interpretazione dell'oggetto della privativa;

B) Sul secondo argomento relativo ai brevetti italiani ed ai brevetti stranieri con riguardo alle esigenze attuali dell'industria nazionale ed allo sviluppo del programma autarchico:

a) che — constatato con legittimo orgoglio, attraverso i crescenti progressi dell'autarchia italiana, che la genialità degli inventori e la sensibilità dei produttori italiani dànno sicuro affidamento per una non lontana quasi completa indipendenza dell'economia nazionale — sia dichiarato precipuo dovere valorizzare e favorire con mezzi pratici l'invenzione e il brevetto italiano, quante volte contribuiscano al progresso industriale e alla realizzazione dei piani autarchici;

b) che a questo fine sia da favorirsi la istituzione di centri di studio e di laboratori di ricerche e di esperienze, approntando inoltre i mezzi più acconci per consentire anche all'inventore isolato di mettere a punto la invenzione già riconosciuta meritevole di seria considerazione attraverso le due fasi successive della progettazione tecnica e della sperimentazione;

c) che sia affermata l'esigenza di limitare ai soli casi di comprovata necessità l'applicazione di invenzioni e di brevetti stranieri, e che in tali casi la loro applicazione sia fatta sotto il controllo del Ministero degli Scambi e delle Valute, evitando in quanto possibile che gli accordi con ditte estere vincolino le industrie nazionali nel campo della esportazione di supremo interesse per il Paese;

d) che sia da evitarsi definitivamente l'acquisto di licenze relative a brevetti stranieri di scarso valore o privi addirittura del carattere di novità, istituendo all'uopo appositi uffici di consulenza presso le Organizzazioni industriali, a cui potranno rivolgersi gli interessati per opportuni e sicuri ragguagli e suggerimenti;

e) che, sopratutto allo scopo di contenere esagerate pretese di Case estere, e di corrispondere quindi eque retribuzioni sotto il controllo delle superiori Autorità governative, senza giungere necessariamente alla decadenza del brevetto per mancata o insufficiente attuazione, convenga considerare l'opportunità di applicare senza indugio l'istituto della licenza obbligatoria così come è stata disciplinata dalla citata legge 13 settembre 1934;

f) che sia da abolire definitivamente l'istituto dei brevetti di importazione, tuttora in vigore per effetto della sospesa attuazione della legge medesima.

C) Sul terzo argomento relativo alla creazione ed alla realizzazione delle invenzioni, specialmente nell'ambito dei laboratori e delle fabbriche:

a) che al fine di dare effettivo impulso all'attività inventiva dei dipendenti di aziende, debba darsi concreta attuazione alle disposizioni degli articoli 22 a 24 della ripetuta legge 13 settembre 1934 procedendo, a cura dei Capi delle aziende, alla identificazione della persona o delle persone che hanno creato le invenzioni di laboratorio o di fabbrica, per assicurare ad essi non soltanto il diritto al nome e il beneficio della fama che ad esso si connette, ma altresì tutti quegli altri eventuali vantaggi di ordine economico e di carriera, che anche nell'interesse degli industriali valgono a spronare l'attività inventiva e ad un tempo a favorire duraturi e cordiali legami di dipendenti con l'azien-

da, e ad evitare deplorevoli episodi di indebito uso di segreti industriali;

b) che sia da considerarsi l'opportunità di istituire una forma di deposito provvisorio, da tradursi in domanda di brevetto entro il periodo massimo di un anno, per consentire all'inventore, e specialmente a quelli che debbono ricorrere alla collaborazione di tecnici progettisti e alla sperimentazione nei laboratori od officine di terzi, di assicurarsi una protezione temporanea che permetta ad essi di attendere con tranquillità alla messa a punto dell'invenzione.

Presidente: BIAMONTI Prof. Avv. LUIGI
Relatori: Avv. ADOLFO BENTIVOGLIO
Prof. Dr. VINCENZO PREVER

Sezione III. - **Problemi dei ricercatori.**

1. ° Si conferma la necessità che il personale da adibire ai laboratori di ricerca sia numericamente sufficiente e preparato in modo da assolvere pienamente ai compiti richiesti.

2. ° Il problema della scelta di questi ricercatori sarà facilitato da una sempre maggiore valorizzazione delle lauree conferite dagli Istituti superiori di istruzione integrando la cultura acquisita durante gli anni di studio, la quale deve essere almeno in parte sperimentale con una successiva particolare specializzazione alle ricerche scientifiche e tecniche, acquisita con assidua frequenza presso Istituti sperimentali a ciò idonei.

3. — Gli Istituti che devono assolvere al compito di preparare i ricercatori, devono essere più ampiamente dotati di personale scientifico e tecnico, il quale dovrà essere incoraggiato da un adeguato trattamento economico a dare tutta la sua opera alle ricerche sperimentali.

4. — Gli Istituti extra-aziendali e specialmente quelli di istruzione superiore, cui principalmente incombe il compito di preparare le schiere dei ricercatori, dovranno essere largamente aiutati dalle imprese industriali, sia materialmente come moralmente; fra gli uomini di scienza e quelli della industria, vi dovrà essere sempre un intimo contatto affinchè l'opera dei primi si senta sorretta dalla comprensione dei secondi.

5. — E' importante una revisione della situazione morale e materiale (e particolarmente del trattamento economico) dei ricercatori nell'ambito dell'industria, affinchè essi sentano veramente di essere fattori predominanti nello sviluppo e nella evoluzione della industria cui sono adibiti.

Presidente: PARRAVANO S. E. Prof. NICOLA
Relatore: Prof. Dr. DOMENICO MENEGHINI

Sezione IV. - **Industrie elettriche.**

Si propone di:

1° affermare anche nel campo delle Industrie Elettriche in genere, la grandissima importanza della sperimentazione per il progresso e sviluppo delle industrie stesse, e riconoscere quindi il grande interesse ed opportunità dell'attuale Convegno;

2° affermare che progresso e sviluppo delle Industrie Elettriche è di fondamentale interesse per i fini autarchici nei riguardi delle competizioni commerciali sul mercato mondiale;

3° riconoscere elevato (in qualche settore elevatissimo) il livello già raggiunto dalle Industrie Elettriche;

4° riconoscere che nei riguardi del punto 3° ha contribuito efficacemente in vario modo l'azione benefica esercitata sia da enti ed iniziative statali più o meno antiche (Istituti Statali, Consiglio Nazionale Ricerche, ecc.), sia da iniziative ed enti privati, taluno molto antico relativamente (A.E.I., C.E.I., Commissioni UNFIEL), come pure, attualmente, le svariate iniziative di numerosi enti industriali;

5° affermare che occorre ancora rafforzare e favorire le varie strutture destinate allo studio e sperimentazione (sia per i problemi costruttivi che per quelli di esercizio), e facilitare il più possibile i rapporti fra queste strutture e le industrie interessate.

Per questi fini si ravvisa la utilità:

a) di completare ed aggiornare, con i dati necessari, l'elenco dei centri esistenti di sperimentazione sia pubblici che privati nel campo elettrico e campi affini;

b) provvedere quanto è più possibile al coordinamento della loro attività; ripartendo eventualmente i compiti, rafforzandoli di mezzi ed uomini se necessario, facilitando i collegamenti reciproci e colmando le lacune che si manifestassero, criterio generale quello di evitare doppioni non giustificati e compartimenti stagni;

c) per lo studio e le sperimentazioni richiedenti grandi mezzi e di carattere particolarmente pratico industriale, studiare la possibilità di accordi internazionali, con o senza interventi di enti statali;

d) studiare il problema della esecuzione di ricerche industriali di carattere riservato che non convenisse alle industrie; specie piccole e medie di studiare con propri mezzi (i compiti di cui in *a*), *b*), *c*) ed anche *d*) potrebbero essere assolti dal Consiglio Nazionale delle Ricerche, d'accordo con altri Enti interessati);

e) diffondere il più possibile nelle industrie, specie piccole e medie, la conoscenza dei vantaggi che può portare il ricorso alla sperimentazione, rendendo note le possibilità attuali e citando conclusivi già verificatisi (a questo potrebbero collaborare efficacemente gli organi corporativi);

f) completare, rendere più efficaci, e possibilmente coordinare strettamente od unificare le attuali iniziative per mettere a disposizione degli interessati una documentazione adatta dei progressi graduali della tecnica (bibliografia Consiglio Ricerche, rubriche riviste tecniche, ecc.);

6° riconoscere la grande utilità del lavoro già compiuto (prevalentemente dal C.E.I. sotto auspici A.E.I., UNFIEL e più di recente dal Consiglio Ricerche) in materia di «norme» per materiali ed impianti, ed in materia di unificazione (UNI, C.E.I.);

affermare la utilità che esso venga continuato per il completamento ed aggiornamento;

ed affermare la necessità che le eventuali eccezioni a queste norme ed unificazioni siano ridotte assolutamente al minimo;

7° affermare la necessità generale che nelle scuole di ogni grado si dia all'insegnamento un carattere più sperimentale, sia per la migliore preparazione dei tecnici uscenti dalle superiori scuole e facilitare la soluzione dei problemi dei ricercatori, sia anche per dare ai non tecnici una mentalità preparata a riconoscere la necessità nella industria della ricerca ed esperimentazione.

Presidente: PUGNO VANONI Prof. Dott. Ing. ENZO
Relatore: Prof. Dr. Ing. UGO BORDONI

Sezione VI. - **Industrie meccaniche, metallurgiche e siderurgiche:**

CONSTATATO

che è risultato unanime il riconoscimento della necessità della più intima compenetrazione della scienza con l'industria per il sempre maggiore divenire della Nazione e per il suo totale e rapido riscatto autarchico;

che detta compenetrazione può solo attuarsi in modo positivo e realmente proficuo se uomini di scienza possono incontrarsi fino poi a confondersi con quelli dell'industria nel comune campo di lavoro dei laboratori di ricerca;

RICONOSCE

che i grandi sforzi già fatti dall'industria meccanica e metallurgica italiana in tale senso hanno portato ai maggiori frutti nella risoluzione dei problemi contingenti delle aziende presso cui i laboratori stessi furono costituiti, onde occorre estendere il metodo portandolo sul più alto piano dello studio e della risoluzione dei problemi generali nazionali e di categoria;

AUSPICA

la creazione di un Istituto Federale di Ricerca dotato dei più ampi mezzi di sperimentazione e di documentazione che possa diventare il vero centro propulsore e potenziatore di ogni movimento colturale realizzativo del progresso scientifico-industriale italiano nel campo della meccanica e della metallurgia; assegnando ad esso, nello stesso campo, anche il compito di Consultore Tecnico dello Stato.

Detto Istituto decentrerà opportunamente compiti specifici presso i Regi Istituti superiori o altri organismi scientifici, esistenti o da far sorgere, in relazione alla loro preparazione ed all'ubicazione e necessità delle industrie interessate.

Presidente: BOCCIARDO Sen. Dott. Ing. ARTURO
Relatore: Prof. Dr. GIULIO SIROVICH

Sezione XVI. - **Industrie minerarie.**

La Sezione delle Industrie Minerarie, preso atto delle relazioni presentate, dopo ampio esame dei vari argomenti segnalati dai partecipanti, rileva che l'attuale situazione dei rapporti fra scienza e industria nel campo delle industrie estrattive manifesta una particolare collaborazione già in atto fra gli esponenti delle diverse affinità, e particolarmente ha sottolineato l'importanza decisiva che a questo effetto hanno dato il Corpo Reale delle Miniere e il R. Ufficio Geologico.

Constatate le condizioni e i bisogni emersi, sia a riguardo agli Istituti scolastici scientifici, e al funzionamento degli altri Enti statali o pubblici e sia infine riguardo alle attività e ai programmi dei nuclei di studio e di ricerche costituiti da organizzazioni private e da singole ditte

FA VOTI:

a) perchè con urgenti provvedimenti — così come già richiesto dalla Corporazione dell'Industrie Estrattive — sia potenziata nei suoi mezzi materiali e generali l'organizzazione del Corpo Reale delle Miniere e del R. Ufficio Geologico, in modo che essi siano posti in grado, rispettivamente, di intensificare l'opera di assistenza, vigilanza ed orientamento finora già svolta; quale in particolare: lo studio ed il completamento del rilevamento geologico ed esplorazione geofisica del territorio nazionale; la pubblicazione della carta geologica d'Italia; ed il coordinamento di notizie statistiche nonchè, la collaborazione cogli istituti a ciò predisposti dal Regime, l'indirizzo generale nei campi specifici della protezione e dell'assistenza dei lavoratori di miniera;

b) perchè sia attuato il coordinamento di studi generali e specifici sui nuovi metodi ed il perfezionamento dei mezzi già noti di trattamento dei minerali, facendo capo al Consiglio Nazionale delle Ricerche;

c) per quanto riflette la formazione e disponibilità di tecnici e ricercatori da applicare alle attività minerarie, rileva che la situazione attuale è numericamente deficitaria. Constatate con compiacimento le iniziative già disposte dallo Stato e i voti espressi dalla Corporazione delle Industrie Estrattive e gli incoraggiamenti dati da privati al fine di stimolare l'afflusso dei giovani alle Scuole Minerarie e di migliorare ulteriormente l'attrezzatura degli Istituti esistenti; esclusa l'utilità di creare per il momento nuove organizzazioni, sottolinea la necessità ed urgenza del potenziamento degli Istituti secondari e delle Facoltà Universitarie di Roma e Torino, ampliando ancora più in queste ultime il campo di studi, di specializzazioni e dotando le facoltà di maggiori mezzi.

Al fine di un migliore coordinamento costante fra le scuole, le amministrazioni statali e le aziende private, ravvisa l'opportunità della costituzione di un organo di collegamento che, sotto gli auspici del Consiglio Nazionale delle Ricerche, e con la partecipazione della Confederazione Fascista degli Industriali, del Corpo Reale delle Miniere, dei Rappresentanti degli Istituti Scolastici, segua permanentemente i problemi relativi.

Per stabilire sempre più stretti rapporti tra l'attività dei privati ricercatori con le ditte industriali e di cementare e di elevare la solidarietà tra i tecnici e gli studiosi in questo settore *fa voti* che l'organizzazione sindacale di categoria proceda ad iniziative rivolte a tali fini.

Presidente: On. Dott. Ing. GUIDO DONEGANI
Relatore: Dr. Ing. FRANCESCO SARTORI

***

Riteniamo interessante riportare per esteso la memoria presentata dall'ing. dott. Comm. Luigi Manfredini direttore tecnico del Gruppo I.N.A.-S.N.A.L. relativamente alla organizzazione di ricerca nel campo della produzione dell'alluminio.

Nel prossimo numero verrà inoltre pubblicata una completa relazione sulla organizzazione, scopi e funzionamento dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri recentemente creato dai produttori italiani di alluminio del gruppo Montecatini e Sava, realizzato presso l'Alluminio S. A. e di cui è stato fatto cenno al Congresso.

L. MANFREDINI

Mete conseguite e da conseguire nell'industria dell'alluminio e valore della ricerca scientifico-sperimentale

Dopo un rapido riassunto dei progressi raggiunti nei due settori chimico ed elettrometallurgico dall'industria durante l'ultimo decennio e dopo aver accennato verso quali punti della complessa lavorazione debba ancora tendere il lavoro di ricerca e di perfezionamento, sia dal lato tecnico che dal lato economico nel senso di una riduzione dei costi di produzione ed agli effetti di una definitiva e totalitaria autarchia dell'industria, si illustra il concetto che tanto nella fase chimica come in quella elettrometallurgica dell'industria sia premessa indispensabile di fecondi risultati la condizione che le fabbriche procedano in costante e continuo contatto coi laboratori di ricerca, questi servendo a quelle di costante ausilio e controllo.

E' facile constatare a chi viva nell'industria come la ricerca sperimentale di laboratorio a base scientifico-industriale abbia assunto in questi ultimi anni un sensibile e costante incremento e ciò sia perchè una più diffusa mentalità di critica e di indagine si è venuta formando fra i tecnici parallelamente allo sviluppo della organizzazione razionale delle aziende industriali, sia e maggiormente perchè ogni industria per piccola che sia deve costantemente, mediante la ricerca, affermare la propria capacità produttiva nella lotta della concorrenza di fronte alla inderogabile esigenza di una diminuzione dei costi.

In quest'ultimo biennio poi, per effetto della campagna autarchica in pieno svolgimento produttivo dei paesi totalitari la ricerca scientifico industriale si è dimostrata una volta di più fattore di primordiale importanza economica e di progresso attraverso il perfezionamento tecnico-scientifico dei processi e dei mezzi di produzione.

Tanto più la necessità di indagine si è dimostrata proficua di fecondi risultati nella industria dell'alluminio, in quanto che fino a pochi anni fa questa nostra industria ben pochi passi innanzi aveva fatto rispetto alla impostazione tecnologica originale.

Come debba svolgersi l'opera di controllo e di ricerca di laboratorio è d'altronde premessa e quesito essenziale per l'impostazione di un efficace organizzazione che sia davvero capace di migliorare qualitativamente ed economicamente la produzione sia determinando le condizioni migliori di lavorazione, sia individuando nuove vie nel dettaglio o nell'insieme di una fase o dell'intero processo produttivo.

Io penso che prima di ogni altra considerazione, il Laboratorio di controllo e ricerca industriale debba essere un'istituzione totalmente diversa da quella del Laboratorio di ricerca scientifica.

In quest'ultimo è la scienza pura chiamata a risolvere quesiti e problemi di ordine prevalentemente scientifico, la cui soluzione potrà costituire base o premessa per ulteriori ricerche a carattere specificatamente industriale da eseguirsi queste ultime a contatto immediato con le lavorazioni.

Mentre il primo tipo di laboratorio può e deve esser considerato come un Istituto Centrale, che in un grande organismo industriale, o negli Istituti Politecnici svolge la sua alta proficura funzione nel promuovere ricerche nei diversi settori della chimica e della metallurgia, senza influire generalmente in modo diretto sulle lavorazioni dei singoli settori industriali, il laboratorio di ricerca industriale deve invece esser specificatamente orientato verso il perfezionamento della produzione e come tale è da considerarsi un organismo accessorio ed inseparabile della fabbrica. La sua opera infatti si svolge parallelamente e in continua comunione con l'azione di controllo esperita nei vari reparti di produzione, attraverso cui giornalmente la scienza segue e indirizza le lavorazioni come l'osservatore in artiglieria segue ed aggiusta il tiro della batteria.

* * *

Per restare più specificatamente nel nostro settore, io ritengo che ogni fabbrica di Alluminio e di Allumina debba disporre di un nucleo tecnico di ricerca che fiancheggi l'organizzazione di controllo, da questa sia fiancheggiata ed il cui compito sia quello di analizzare con spirito di indagine critica i processi seguiti dalla fabbrica, di valutarne il grado di rendimento industriale e di approfondirne infine le eventuali possibilità industriali di razionalizzazione e quindi di modifica.

Sia nel settore chimico della nostra industria, che riflette la produzione dell'allumina dalle bauxiti, sia nel settore metallurgico, che riflette l'elettrolisi dell'allumina per la produzione di metallo non è a mio avviso, possibile di concepire un organo di ricerca separato ed avulso della produzione e quindi all'oscuro delle osservazioni che scaturiscono giorno per giorno dalla lavorazione e dai controlli giornalieri delle lavorazioni stesse; in quanto che senza la nozione costante e precisa delle fasi intermedie del processo chimico, come degli elementi che caratterizzano la produzione metallurgica, questo organismo resterebbe privo di quel contatto ininterrotto e sistematico che deve intercedere fra lavorazione e ricerca, contatto che a mio avviso è da considerarsi condizione indispensabile più che necessaria affinchè il risultato della ricerca sia immediatamente utilizzabile agli effetti della produzione industriale.

* * *

Non si potrebbe ad esempio concepire nel settore chimico della nostra industria una indagine delle più idonee condizioni di idrolisi dell'alluminato di sodio per la produzione dell'idrato se non attraverso lo stretto controllo di lavorazione e quindi attraverso l'esame critico dei diagrammi giornalieri che formano la premessa e la base di ricerca per le condizioni ottime di marcia; come non si potrebbe concepire una sistematica indagine delle più idonee materie prime che debbono costituire la scoria per il trattamento al basso forno elettrico di un qualunque ossido metallico di cui si voglia operare la riduzione (ad esempio la riduzione dei fanghi rossi sottoprodotti di lavorazione delle bauxiti), se non eseguita su scala industriale e fiancheggiata dalla collaborazione dei tecnici specializzati nella condotta dei forni elettrici.

In ognuna di queste ricerche di cui i due esempi suaccennati debbono considerarsi fra i più correnti è il tecnico della lavorazione che deve esser a fianco del ricercatore affinchè l'indagine non perda mai quella stretta aderenza alla linea reale del processo lavorativo, aderenza che è la premessa inderogabile per la traduzione industriale di un concetto teorico.

Dimenticare una sola delle condizioni di lavorazione o non dare la dovuta importanza a elementi apparentemente insignificanti, come avverrebbe inevitabilmente se la ricerca a carattere industriale fosse avulsa dallo spirito della fabbrica, potrebbe voler dire giungere a risultati che se possono rivestire eventuale interesse teorico di laboratorio e magari costituire un indirizzo prezioso per ulteriori indagini, non si prestano nella maggior parte dei casi ad esser trasportati nel campo pratico della fabbrica che solo potendo economicamente e tecnicamente valutarne la possibile applicazione industriale deve seguirne lo svolgimento dalla impostazione alla conclusione.

Troppo breve è lo spazio per consentire di svolgere con una trattazione esemplificativa necessariamente larga, ma probativa i concetti sopra esposti. Quasi ogni giorno casi analoghi si presentano nella vita pratica della fabbrica all'attenzione della direzione ed è alla Direzione Centrale dell'Azienda, come responsabile dell'andamento economico, oltre che tecnico della produzione, che spetta di individuare l'orientamento contingente verso cui la ricerca debba volta per volta indirizzarsi.

* * *

L'esperienza insegna che un centro di controllo capace di fornire alla direzione di stabilimento analisi ben elaborate dei processi di lavorazione e un'organizzazione di ricerca aderente alla vita produttiva della fabbrica, sono i soli elementi che possono ritenersi in grado di far luce sui problemi che man mano affiorano nell'esercizio e rappresentano in ogni caso una spesa non solo giustificata, ma largamente compensata non foss'altro dai soli vantaggi d'indole organizzativa anche quando i risultati conseguiti non possano tradursi in moneta sonante.

Quali nella nostra industria sono fino ad oggi i risultati raggiunti, quali problemi e quali indagini debbono esser posti nella incessante ricerca del perfezionamento dei mezzi di produzione e quali risultati è presumibile che si possa ancora raggiungere?

Troppo maggior spazio richiederebbe di quello concesso ad una nota d'indole generale, come vuol essere la presente, rispondere anche soltanto in modo sommario alla domanda che presume un esame critico di quanto si è fatto e la formulazione di un programma di quanto ancora resti da fare.

Dicevo tuttavia poc'anzi che fino a qualche anno fa i sistemi di lavorazione e i dettagli stessi delle lavorazioni erano press'a poco ancora quelli definiti ancora dall'originale processo di Bayer, per la separazione dell'ossido di allumina dalle bauxiti, e dal processo di Heroult e Hall per la fase elettrolitica al forno elettrico. Il consumo di combustibile nella fase chimica e quello di elettrodi e di energia nella fase elettrolitica per citare i soli punti più essenziali delle due fasi denunciavano dei rendimenti chimici termici ed elettrici veramente depressi; c'è voluto un critico e sistematico esame delle possibilità tecniche, delle materie impiegate, dei rendimenti ottenuti e di quelli che avrebbero potuto ottenersi da una più approfondita conoscenza delle leggi fisico-chimiche in giuoco, per conseguire attraverso una meticolosa indagine delle varie fasi di lavorazione, progressi che rappresentano oggi miglioramenti sostanziali se non decisivi ma che debbono tuttora farci confidare in ulteriori conquiste.

Spettava probabilmente ai paesi meno ricchi, come il nostro di materie prime, di rivolgere ad esempio la massima attenzione sul risparmio di combustibile che costituiva fino a pochi anni fa per il nostro paese privo di carbone, la caratteristica negativa del processo Bayer per la produzione di allumina dalle bauxiti.

E' per questa ragione di autarchia che nel 1929 fu data la preferenza in Italia al sistema Haglund termo-elettrico rispetto al sistema Bayer chimico in quanto che il sistema Haglund come del resto quello Padersen impiegato in Norvegia, sostituiva allora ad una notevole quantità di carbone la nostra energia idroelettrica così

da parere fino d'allora un procedimento più autarchico. Il consumo di carbone infatti per tonn. di ossido di alluminio prodotto col processo Bayer era allora come è stato fino a poco tempo fa, ed è tuttora in moltissime fabbriche europee di allumina di circa 1400/1500 e fino a 1800 kg. per tonn. di allumina prodotta.

Uno studio accurato dei valori termici in giuoco in funzione delle più idonee condizioni di attacco (concentrazione, pressione e temperatura) delle perdite inevitabili e dei possibili ricuperi attraverso scambi termici ha portato a rilevare che il consumo di combustione poteva esser contenuto entro limiti sensibilmente più bassi e assai prossimi alla metà delle cifre fino a poc'anzi considerate standard risparmiando così ingenti masse di vapore.

Questa economia che su 100.000 tonn. di allumina, qual'è la produzione attuale dell'industria italiana, può voler dire un risparmio di combustibile valutabile in parecchie migliaia di tonn. di carbone o di nafta (e quindi di valuta) è uno dei più recenti risultati conseguiti dalla ricerca sperimentale. Non è senza soddisfazione che si può constatare che in questo campo nessun altro paese ha fino ad oggi raggiunto così bassi limiti nel consumo di combustibile per unità di prodotto.

Per questi e per altri risultati conseguiti l'industria italiana, sebbene giunta per ultimo nel settore industriale chimico dell'industria dell'alluminio, in pieno periodo di sanzioni, e per quanto estranea ai contatti tecnici che intervengono fra i membri del Cartello Europeo dell'Alluminio, ha saputo di colpo portarsi col solo apporto della tecnica italiana, all'avanguardia della tecnica, mercè la stretta collaborazione industriale di laboratorio fra scienza e industria operata nei laboratori di fabbrica in una comunione di spiriti e di entusiasmi che unisce tecnici e ricercatori verso le stesse finalità.

***

Nel settore elettrometallurgico dell'alluminio nel campo cioè dell'elettrolisi dominato dal problema centrale del consumo dell'energia, si può anche più palesemente confermare l'attendibilità dei concetti sovra esposti.

Nella fase di elettrolisi più che in ogni altra qualunque ricerca astratta di laboratorio che sia avulsa dalla vita industriale della fabbrica sarebbe decisamente destinata a restare senza risultato pratico.

Un forno elettrolitico da laboratorio che non possa disporre come non può per ovvie ragioni, di amperaggi quali sono quelli impiegati normalmente nell'industria, non ha possibilità di dare nemmeno lontanamente dei dati di rendimento, di consumo, di dispersione termica, di rendimento elettrico ecc. che siano paragonabili a quelli di un forno industriale e che comunque a questo si possano riferire con attendibile deduzione geometrica.

Il continuo incremento dell'amperaggio dei forni che negli ultimi anni è passato dai 15-20 mila amp. ai 30-40 ed anche 50 mila amp. si è potuto conseguire solo per la sistematica indagine scientifico-sperimentale di fabbrica.

Negli alti amperaggi si è raggiunto così un'economia di energia che si può valutare nel 20-25% di quello che era il consumo normale fino a qualche anno fa portando il rendimento elettrico del forno elettrolitico dal 23 al 30%, attraverso lo studio costruttivo e la condotta dei grandi forni chiusi e termicamente isolati, che vanno oggi mutando la fisonomia caratteristica delle moderne fabbriche di alluminio. Questi nuovi tipi di forni hanno condotto inoltre al ricupero dei prodotti fluorurati contenuti nei gas e nelle polveri, prodotti che sono ora captati e rimessi in ciclo a integrare parzialmente le inevitabili perdite del bagno elettrolitico con la rigenerazione della criolite.

Di più vasta portata si profila ancora ad esempio allo studio e all'indagine industriale il problema dell'utilizzazione di fanghi rossi residui tuttora inutilizzati della lavorazione delle bauxiti. Tecnicamente risolto per la prima volta da noi mercè la collaborazione dei tecnici ricercatori e dei tecnici di fabbrica con la riuscita produzione al basso forno elettrolitico di varie centinaia di tonn. di ghisa commerciale, questo problema attende ora la sua soluzione economica che possa fare, in via industriale definitiva, di quello che costituisce oggi un ingombrante rifiuto un elemento interessante per l'indipendenza economica attraverso il ricupero non solo del ferro ma del titanio elementi che a migliaia di tonn. costituiscono fino ad oggi nei fanghi rossi ricchezza purtroppo perduta.

In tutti i settori della tecnica produttiva dell'alluminio quindi da quello chimico a quello elettrochimico e metallurgico, come del resto nel campo vero e proprio della elettrochimica applicata, spetta all'indagine scientifica industriale di chiarire tutto il complesso dei fenomeni ancora incerti, isolare e risolvere alcuni quesiti fondamentali che permangono ancora indefiniti sottraendoli al dominio dell'empirismo che in mancanza di un'organizzazione di ricerca scientifico-sperimentale, è stato ed è oggi tuttora in quasi tutte le fabbriche del mondo la caratteristica purtroppo negativa della nostra industria.

Dai soli esempi che ho citato (e ben più potrei citarne) resulta tuttavia chiaro il contributo che questa intima partecipazione degli organismi di ricerca alla vita industriale della fabbrica ha portato non solo all'autarchia, ma alla campagna in favore dei ricuperi e contro gli sprechi industriali.

Non è dubbio quindi che un grande cammino resti ancora da percorrere; meno duro esso sarà se nell'annoso incessante lavoro di ricerca la scienza e l'industria potranno fondersi e collaborare nello sforzo costante di ogni giorno.

***

Da quanto son venuto esponendo deduco e concludo che la industria molto già deve alla ricerca industriale scientifico-sperimentale, ma più ancora da essa si attende.

Da una parte organismi centrali di ricerca scientifica, come quelli imponenti esistenti all'estero e recentemente sorti in Italia per iniziativa di grandi gruppi industriali e quelli annessi ai Politecnici dall'altra i nuclei di ricerca di fabbrica di entità infinitamente più modesta, ma più numerosi e agguerriti nei singoli specifici problemi e che costituiscono come le posizioni avanzate nella battaglia, destinati a collaborare con l'organizzazione stessa di controllo e coi tecnici di lavorazione.

Il compito è importantissimo per gli uni e per gli altri ma nettamente su di un diverso piano e con compiti essenzialmente diversi.

Detto questo riterrei di non aver esaurito il mio compito se non prospettassi quella che a mio avviso è una condizione inderogabile affinchè l'uno e l'altro tipo di organismi di ricerca possano esplicare efficacemente i loro compiti; la condizione cioè di avere la materia prima necessaria e sufficiente affinchè tali compiti possano esser bene assolti.

Qui la materia prima è l'ingegno e con l'ingegno la volontà, la tenacia, lo spirito di iniziativa e più che tutto l'abito mentale del controllo e dell'indagine attenta e definitiva, abito mentale acquisito nel tempo e nella scuola.

Questa materia prima non è facile a trovare nè è facile creare; è compito delicato e nobilissimo dei nostri Istituti Superiori dai quali dovremo attenderci un maggior numero di giovani bene allenati alla ricerca ed al controllo.

Utile sarebbe a mio avviso che negli ultimi anni di applicazione ai giovani ingegneri chimici o industriali, fosse posto sul tavolo di laboratorio il compito attraente e suggestivo di tradurre in atto schemi di procedimenti industriali, magari fra i più noti, o brevetti fra i più attendibili e promettenti.

Attraverso la difficoltà della riproduzione in laboratorio di questi schemi verrebbe a forgiarsi quell'auspicato spirito di indagine che deve costituire l'abito mentale del ricercatore utile all'industria. Se quest'abito mentale, e questa tecnica scientifico-sperimentale si riuscirà a creare nei giovani sarà posta la più solida base per un più proficuo sviluppo di questa ricerca applicativa che vorrei vedere materia stessa d'esame perchè ne fosse materiato lo epirito che oggi è patrimonio geloso di pochissimi, mentre dovrebbe essere arma comune di moltissimi. E' con molti soldati e bene armati che si conquistano le posizioni e fra i molti per legge naturale è più facile trovare gli eroi cioè gli eletti che riescono a raggiungere la conquista di nuove posizioni in questa affascinante battaglia che non ha mai fine verso la perfezione perchè il perfetto non è assoluto e non ha limiti segnati dal tempo e dall'uomo.

Milano, 23 settembre 1938-XVI.

La XXVII Riunione della Soc. It. per il Progresso delle Scienze

Bologna, 4 - 11 settembre 1938 - XVI

Il carattere della Riunione di quest'anno è stato dato dal problema fondamentale all'ordine del giorno della Nazione: « il problema del conseguimento dell'autarchia », del quale sono elemento essenziale i « fondamenti scientifici dell'autarchia ». Cosicchè « Scienza » e « Autarchia » è stato il tema centrale della Riunione, che ha considerato l'autarchia nei suoi aspetti scientifici, tecnici culturali.

La solenne cerimonia d'inaugurazione ha avuto luogo nell'Aula Magna dell'Università la mattina di domenica 4 settembre, alla presenza di S. A. R. Umberto di Savoia, Principe di Piemonte, ai lati del quale sedevano le principali Autorità, mentre nei retrostanti stalli a gradinata avevano preso posto i professori dell'Ateneo Bolognese.

Fra i chimici presenti erano S. E. Giordani, Accademico d'Italia, gli onorevoli Bruni e Morselli, i professori Marotta, Sirovich e Intonti di Roma, la prof. Bakunin e il prof. Coviello di Napoli, i proff. Calzolari e Scagliarini e il dott. Travagli di Ferrara, i proff. Berlingozzi di Siena, Amadori di Modena, Coppadoro, Corbellini e Sborgi, e il dott. Bonomi da Monte, Forni e Massera di Milano, il prof. Bernardi di Urbino, il dott. Manfredine di Pescara, il dott. Dell'Acqua di Treviso, il prof. Pertusi di Bologna, il dott. Panini di Verona, l'ing. Vaccaneo di Torino, e vari altri, nonchè i professori dell'Università di Bologna, Barbieri, Betti, Bonino, Carobbi, Charrier, on. De Carli, Mezzadroli, Ficai, Mangini, Manzoni Ansidei e Pavesi.

Dopo i discorsi inaugurali del Podestà avv. Colliva, del Magnifico Rettore, prof. Alessandro Ghigi, e del Federale di Bologna, dott. Leati, prende la parola S. E. D'Ameglio, facendo osservare che la perfetta organizzazione degli organismi universitari, è propizia agli studi dell'autarchia. Osserva inoltre che l'autarchia è un elemento della sovranità del popolo in quanto lo rende indipendente dagli altri Stati.

Prende quindi la parola S. E. Lantini, svolgendo il tema « Il metodo corporativo per raggiungere l'autarchia ». L'autarchia è una suprema necessità di vita, verso la quale devono convergere gli studi, energie, fatiche. Attraverso l'esame dei metodi, adeguati ai bisogni, usati dagli altri Paesi per la loro posizione autarchica, l'oratore mostra come in questo momento lo stato moderno ricerchi, dopo la grande Guerra, nuovi modi di essere, più intime forze e più alti poteri. La Rivoluzione Fascista è uno dei più evidenti segni di questa rinnovazione, verso cui convergono anche le tendenze politiche dei vari Stati a Rivoluzione in economia assume due significati: « giustizia sociale all'interno e organizzazione autarchica verso l'Estero ». Si può inoltre affermare che l'autarchia non è un'innovazione esclusiva delle Nazioni totalitarie, bensì una realistica rappresentazione di quest'opera che meglio aderisce alla posizione delle Nazioni e degli Stati che vi partecipano.

Per la realizzazione del problema autarchico è indispensabile il concorso di tutte le scienze ed in particolare quelle biologiche e chimiche. Esse devono concorrere a realizzare le mete dell'azione autarchica. La Nazione ha perciò grande interesse ad appoggiare gli sforzi e la genialità inventiva degli italiani; naturalmente si deve ricercare non solo il brevetto ma il brevetto ottimo per non lasciar campo alla concorrenza economica. E' quindi necessario potenziare al massimo l'alleanza tra le Scienze e l'Industria, tra la scuola e la vita, e nel modo più energico e più concreto di quanto non si sia fatto finora.

Il vasto campo dell'alimentazione non desta serie preoccupazioni in quanto esso può essere risolto abbastanza facilmente, tenendo conto dei bisogni non eccessivi del popolo italiano, e dalla sufficiente produzione agricola.

Nel campo industriale si devono anzitutto distinguere due tipi di industrie: quelle che meno direttamente sono impegnate nella difesa nazionale e quelle che dedicandosi all'esportazione, servono la causa autarchica procurando valute per acquisti indispensabili. In questa distinzione si notano i problemi produttivi della cellulosa per i vari usi cui essa si presta; quelli circa il trattamento delle ligniti, delle rocce asfaltiche e degli scisti bituminosi. Il recupero nazionale di tutti i sottoprodotti della distillazione del carbone è oggi all'ordine del giorno.

Nel settore minerario la ricerca deve essere perseguita ed estesa con moderni mezzi geofisici per svelare nuove possibilità, poichè l'Italia in questo campo è senza dubbio meno povera di quanto normalmente si suppone. Il completamento ed il perfezionamento degli impianti idroelettrici, aprono un altro vasto campo d'iniziative: impianti che consentono non solo l'utilizzazione delle risorse idriche normali, ma anche lo sfruttamento delle precipitazioni irregolari.

Infine è indispensabile che la Chimica Italiana non si adagi su allori già conquistati; è necessario che essa senta fremere l'impazienza continua di una sempre più celere e produttiva marcia. La chimica è per l'Italia, che non può vantare dotazioni di materie prime, d'immenso giovamento. Oggi che la rivoluzionata concezione della composizione della materia guida lo sguardo nei recessi più intimi e misteriosi, nulla si oppone al progresso di questa modernissima fra le scienze. Questa che noi chiamiamo materia, non è invece che la manifestazione dell'energia vitale di cui è inesauribile fonte l'Universo.

« Gli Istituti non mancano in Italia e se ognuno si dedicherà con profondo zelo e con alti ideali al proprio dovere, gli effetti e risultati saranno tanti, immancabili e grandiosi.

« Nessuno deve vivere ed operare isolato dagli altri, ognuno nel proprio campo deve dare quanto gli si chiede e deve concorrere a creare quella viva ed operante forza di solidarietà che è garanzia di vittoria mirante ad ottenere il primato nella ricerca scientifica ».

Cessati gli applausi vivissimi che accolsero la chiusura del discorso di

S. E. Lantini, la cerimonia inaugurale ebbe termine.

Nel pomeriggio della stessa domenica, 4 settembre, prima che si iniziassero i lavori delle singole sezioni i Congressisti si riunirono in una seduta plenaria nella grande Aula dell'Istituto di chimica generale, per commemorare solennemente il compianto Consocio, S. E. il prof. Nicola Parravano.

Dopo il prof. Rolla che apre la seduta, il prof. Betti, porta il saluto alla memoria dell'illustre Scomparso; prende quindi la parola S. E. Giordani per la solenne commemorazione.

La figura di Nicola Parravano — egli disse — è una di quelle che sovrastano di molto il comune, e la Sua opera lascia un'ampia traccia nella vita chimica italiana.

Ricordati gli inizi dello studio della chimica, l'oratore espone i campi nei quali si sono svolte le ricerche a cui è legato il nome dell'illustre scomparso; dapprima ricerche di chimica organica, in seguito di chimica fisica e di chimica applicata.

Anche fuori della Scuola la Sua opera di Scienziato è di primo ordine: lo dimostra l'Istituto Scientifico Tecnico di Sesto S. Giovanni da Lui creato e la Sua collaborazione a Guglielmo Marconi.

E così S. E. Giordani chiude: « Credo che nel libro dei proverbi, press'a poco si trovi una frase del genere: per saggiare l'argento c'è la coppella, per saggiare l'oro c'è il fornello, solo il Signore Iddio saggia il cuore degli uomini. Io non ho la pretesa di saggiare il cuore degli uomini. Mi inchino alla massima contenuta nel libro dei proverbi, ma credo, come amico, doveroso per me di portare questo piccolo contributo alla conoscenza di questo grande cuore, che certamente il Signore ha già saggiato e giudicato ».

Terminata la commovente rievocazione, la seduta è stata tolta in segno di lutto.

I discorsi generali vennero tenuti o nell'Aula Magna o nella grande Aula dell'Istituto di Chimica Generale. Le sedute della 7.a Sezione: « Chimica e applicazioni » si svolsero nell'Aula dell'Istituto di Chimica generale.

Rileviamo la relazione dell'on. prof. Gian Alberto Blanc, di Roma, che anche a nome del prof. F. Jourdan, riferì sul seguente argomento: « Nuovi metodi di trattamento degli allumino-silicati naturali ».

I metodi descritti sono tre. I due primi sono stati già comunicati a Roma al X Congresso Internazionale di Chimica.

1°) Si tratta la soluzione nitrica della roccia (leucitica) con roccia leucitica caolinizzata. L'Al_2O_3 sposta il ferro come Fe_2O_3 e si trasforma in nitrato. La SiO_2 colloidale precipita sui granelli della roccia assorbente.

La soluzione trattata contiene solo KNO_3 e $Al_2(NO_3)_6$.

2°) Si tratta il silico-alluminato potassico (leucite e ortoclasio o simili, con $Ca(OH)_2$ in autoclave secco. Si possono ad es. fare delle pallottole mescolando insieme leucite e $Ca(OH)_2$ e scaldarle in autoclave senza acqua; quindi se ne fa il lavaggio con acqua sotto pressione. CaO sposta SiO_2 e Al_2O_3. Si ottiene una soluzione concentrata di KOH, mentre rimane una fase solida costituita da silicati e silico-alluminati idrati di calcio.

3°) (da esperienze eseguite in collaborazione col dott. Cerulli). E' noto che se si porta una miscela di leucite e $CaCO_3$ a temperatura di clinkerizzazione si ha formazione di alluminato potassico. In seguito a lisciviazione della massa rimane un residuo di silicato di calcio (pseudo wollastonite); ma una parte dell'alluminio se ne va come alluminato di calcio. Aggiungendo K_2CO_3 al $CaCO_3$ in modo che il rapporto $Al_2O_3/K_2O = 1$, non si forma più alluminato di calcio, ma solo alluminato di potassio, e la reazione ha luogo a 700°C invece che a 1200°C ».

La seduta di chiusura ebbe luogo la mattina di sabato 10 settembre nell'Aula Magna dell'Università. Il presidente, S. E. D'Ameglio presentò la relazione sull'attività della Società. Commemorò quindi i Soci scomparsi durante l'anno ricordando in modo particolare Nicola Parravano.

Dopo che il segretario generale, prof. Lucio Silla ebbe comunicato i voti e le proposte approvati dalle varie Sezioni, S. E. D'Ameglio ha rivolto i più vivi ringraziamenti alle Autorità che hanno collaborato alla migliore riuscita del Congresso, ed in particolar modo al Presidente del Comitato Ordinatore, il Rettore on. prof. Ghigi, all'attivissimo Segretario generale del Comitato e della Giunta Esecutiva, prof. Giovanni Battista Bonino, preside della Facoltà di farmacia.

Rivolto il saluto alla Maestà del Re Imperatore ed al Duce la riunione si è chiusa.

La quarta Riunione della Commissione Suprema dell'autarchia

Ha avuto luogo il 17 ottobre scorso, la quarta riunione della Commissione suprema dell'autarchia, presieduta dal Duce.

Il Duce ha aperto la seduta delineando i problemi da trattare nella riunione, riguardanti le materie prima ed i prodotti minerari. Ha invitato quindi il ministro Lantini a dare lettura del seguente telegramma dell'on. Donegani, assente giustificato, in merito ai progressi raggiunti nelle varie produzioni interessanti la autarchia:

Eccellenza Benito Mussolini, presidente della Commissione suprema dell'autarchia, Roma.

Le conseguenze di un infortunio automobilistico mi impediscono ancora di assistere agli attuali lavori della Commissione suprema dell'autarchia, durante la quale contavo di riferire circa i problemi su cui avevo ricevuto i Vostri ordini e riguardanti particolarmente il piombo, lo zinco e l'alluminio.

I PROBLEMI DI IDROGENAZIONE.

Mi permetto d'informare Vostra Eccellenza che la produzione del piombo segue il programma prescritto, con sensibile anticipo. La produzione dello zinco è già portata a misura largamente superiore al fabbisogno nazionale. La produzione dell'alluminio, il cui sviluppo richiedeva la soluzione di importanti problemi finanziari e tecnici, risponde già alle attuali necessità di consumo e le realizzazioni in corso daranno, sin dal prossimo anno, una produzione superiore a quella richiesta, con anticipo sul programma.

Mi permetto d'aggiungere che nel campo chimico lo studio dei problemi di idrogenazione, da parte della

tecnica italiana per i programmi autarchici « Anic », a cui presiede l'assidua e competente opera del ministro Benni, ha già raggiunto risultati di decisiva importanza. La nostra tecnica ha ottenuto particolare riconoscimento dalla stessa primaria tecnica mondiale ed è stata applicata ai nuovi impianti di benzina sintetica.

Nel campo minerario era mio vivo desiderio riferire particolareggiate notizie sul lavoro compiuto nelle regioni del nuovo Impero africano secondo gli ordini da Vostra Eccellenza impartiti alla Compagnia mineraria etiopica « Comina » che riunisce tutti i Gruppi nazionali interessati.

Mi permetto di segnalarvi che con tecnici esclusivamente italiani, sono sinora state compiute ricerche per uno sviluppo totale di 80 mila kmq di territorio in zone per gran parte precedentemente mai esplorate, superando difficoltà di ogni genere. I lavori svolti danno ragionevole affidamento di serie possibilità di produzione dello stagno. In altre regioni di vasta estensione si sono rilevate basi per interessanti ricerche dell'oro e del rame.

Sento il dovere di segnalare a Vostra Eccellenza l'entusiasmo con cui tutti i nostri dirigenti, impiegati e maestranze, hanno collaborato a realizzare i programmi da Voi segnati e anche a loro nome Vi assicuro che l'opera nostra sarà proseguita e intensificata con ardente passione e fede per il raggiungimento di ulteriori mete che vorrete ordinarci. - *Guido Donegani.*

SOSTITUZIONE DEL RAME.

Si passa quindi all'esame delle varie voci della produzione mineraria.

Il vice-presidente della Corporazione delle industrie estrattive, on. Pennavaria, ricorda gli incrementi di produzione di rame-metallo conseguiti in quest'ultimo periodo. Tali incrementi hanno consentito di ridurre l'importazione di questo minerale attuando in tal modo le previsioni del piano autarchico.

Il gen. Dallolio riferisce sui dati della produzione del rame dal 1926 al 1937, accennando al fabbisogno di esso nella situazione attuale e mettendo in rilievo che alla testa del movimento di riduzione nel consumo di questo minerale stanno le Amministrazioni dello Stato che fanno capo per le assegnazioni al « Cogefag ». Esse hanno realizzato o stanno per realizzare la sostituzione del rame con l'alluminio e con lo zinco, ottenendo in diversi settori riduzioni nell'applicazione del rame che raggiungono il 75 per cento.

L'on. Tredici, presidente delle Aziende minerali metallici, sottolinea gli sforzi fatti per estendere le ricerche minerarie, particolarmente per quanto riguarda la produzione del rame, soprattutto nelle zone piemontesi, sarde, liguri e toscane. In vista del fabbisogno nazionale di rame e dell'attuale insufficienza dei quantitativi finora raggiunti, auspica un coordinamento più stretto delle attività esercitantisi in questo campo.

L'on. Pennavaria espone quindi la situazione attuale della produzione dello stagno, e assicura che essa sarà incrementata. L'on. Tredici comunica alcuni particolari e dati tecnici sulla produzione dello stagno e il gen. Dallolio ricorda i progressi fatti in questo settore, nel quale, fino al 1936, la produzione nazionale era inesistente. Il ministro Benni fornisce alcuni elementi circa il funzionamento del Monopolio metalli per il rifornimento e la distribuzione del rame e dello stagno.

L'on. Pennavaria, per quanto riguarda la grafite, l'amianto, la magnesite e il caolino, fa presente che in questi settori il piano è principalmente qualitativo e non quantitativo. Fa altresì presente che negli impianti di Cagliari, che trattano i caolini di Furtei, e in quelli di Gattinara si è riusciti a eliminare le impurità ottenute nella materia grezza per mezzo di opportuno trattamento.

L'on. Tredici mette in rilievo che la produzione di minerale di antimonio nel 1937 segna notevoli progressi in confronto degli anni precedenti. Lo stesso dicasi della produzione nazionale di metallo. Su domanda del Duce assicura che con alcuni impianti attualmente in allestimento il fabbisogno normale potrà essere coperto. L'on. Pennavaria e l'on. Tredici riferiscono sulla produzione del nichelio e del cobalto. Da tali comunicazioni risulta che, quando gli studi di separazione per via metallurgica di detti metalli saranno definiti, si potrà realizzare la produzione prevista.

PIOMBO E ZINCO.

L'on. Pennavaria passa poi ad illustrare la produzione del piombo e dello zinco, in rapporto alle previsioni del piano autarchico. In base agli elementi ed alle cifre posti in discussione, dichiara che si sono ottenuti finora risultati abbastanza soddisfacenti, cui hanno contribuito notevolmente i provvedimenti protettivi presi dal Governo, specialmente con gli allestimenti degli stabilimenti di Marghera per lo zinco e di San Gavino per il piombo e la creazione dell'Ufficio metalli nazionali. L'on. Tredici si sofferma particolarmente sulle cifre di fabbisogni di piombo metallico per gli usi civili e per gli usi militari. Su questi ultimi riferisce anche il gen. Dallolio.

Il Duce riassume la discussione fissando i capisaldi sui quali deve imperniarsi la produzione mineraria e metallurgica del piombo e dello zinco.

Visco comunica notizie sugli studi per la produzione di zinco iperpuro per la sostituzione del rame e dello stagno per gli oggetti da cucina.

Dopo talune precisazioni fatte dall'on. Tredici e dall'accademico Giordani, il quale fra l'altro mette in rilievo che per quanto riguarda il minerale di zinco il problema non è più di produzione bensì di attrezzatura per l'esportazione, Pennavaria tratta dei problemi della produzione del mercurio e delle piriti, facendo considerare che per tali prodotti non esistono problemi autarchici giacchè l'Italia è uno dei principali Paesi produttori di questi minerali. L'on. Pennavaria riferisce altresì sul problema della produzione dello zolfo.

Il Duce precisa, a questo punto, che per lo zolfo non c'è un problema d'autarchia, esiste bensì quello di un assestamento industriale delle miniere e di miglioramento delle condizioni sociali degli operai. Le conclusioni pratiche cui verrà la Corporazione saranno sollecitamente esaminate dagli organi del Governo per la loro possibile attuazione.

L'on. Fani, di poi, su invito del Duce, illustra la situazione delle sabbie silicee necessarie alla produzione del vetro e dichiara che le importazioni di sabbie estere sono diminuite.

L'on. Pennavaria compie ora l'esposizione analitica della situazione attuale relativa alla produzione di minerale di ferro. Richiamate le indicazioni del piano autarchico, egli passa a dare le cifre della capacità di produzione e della produzione attuale dei giacimenti dell'isola d'Elba, del bacino di Cogne, delle miniere della Nurra, dell'Ogliastra. Indica anche le possibilità esistenti per l'utilizzazione delle sabbie ferrifere di alcune località del litorale laziale.

Il ministro Lantini comunica alcuni ulteriori dati indicanti il progresso della produzione di minerali di ferro e il Duce ne commenta il significato, indicando le direttive presenti e future del piano autarchico per la siderurgia.

Il fabbisogno dell'acciaio.

Sulla produzione di manganese e di cromo, tungsteno, molibdeno e soprattutto sull'incremento continuo e crescente della produzione di manganese, riferiscono Pennavaria e Tredici.

Il Duce illustra all'assemblea il cammino fatto nella produzione del manganese. Raffrontando le cifre di appena quattro anni fa con quelle odierne si vede che esse rappresentano una produzione quadruplicata.

Iniziatasi la discussione sul ferro e sull'acciaio il Duce dà la parola al gen. Manni, il quale riassume i principii fondamentali cui è stato informato il piano per l' autarchia siderurgica e precisa quali sono state le iniziative industriali attraverso le quali il piano stesso può dirsi sicuramente avviato al raggiungimento degli obbiettivi prestabiliti.

Il Duce, a questo punto, fa alcune precisazioni sul fabbisogno nazionale di acciaio oltre il 1940.

Il gen. Manni s' intrattiene sulle possibilità di miglioramento tecnico dell'attrezzatura esistente, specie per quanto riguarda i costi di produzione e gli altri elementi che acquistano rilievo dal punto di vista autarchico.

L'on. Benni s'intrattiene sull'opportunità di spingere al massimo lo sfruttamento delle materie prime nazionali, consentendo anche l'allestimento di nuove attrezzature industriali quando queste si impegnino ad usare esclusivamente ulteriori fonti di minerali nazionali.

De Ambris, ricordata la impostazione del piano, si sofferma su alcuni punti che a suo parere sono essenziali. In primo luogo pone il quesito come la nostra industria siderurgica possa migliorare le proprie posizioni nell'esportazione dei prodotti dell'industria meccanica. In secondo luogo si chiede come sia possibile operare una riduzione dei costi della produzione siderurgica. Termina auspicando che sia sempre più accentuato il movimento di specializzazione degli stabilimenti per determinati prodotti, e si acceleri l'addestramento delle maestranze, il che è reso necessario dalla trasformazione del sistema di produzione attuale dovuto al piano autarchico. Fa anche presente che esiste un aspetto sociale della questione: quello dell'occupazione e della distribuzione delle maestranze operaie.

Il sen. Bocciardo, riallacciandosi alle dichiarazioni del camerata De Ambris, conferma la necessità di operare, mediante la concentrazione prevista dal piano, la riduzione dei costi. Analizza le produzioni raggiunte e raggiungibili nel prossimo futuro dai grandi complessi industriali in via di trasformazione e parla dei riflessi sull'occupazione operaia operati dal concentramento degli impianti. Propone che la Commissione sull'autarchia confermi i limiti e le modalità del piano e presenta all'esame del Duce una mozione in proposito.

L'ing. Rocca dà alcune indicazioni sulle prospettive dello sviluppo siderugico del nostro Paese, quale può desumersi dai numeri indici di produzione conseguiti negli anni decorsi, anche se confrontati con quelli di altri importanti Paesi. Quanto alla attrezzatura tecnica con la quale la siderurgia nazionale tende ad un migliore equilibrio nell'impiego del rottame e del minerale, si sofferma sugli elementi dai quali possono rilevarsi i vantaggi dell'impiego del rottame e del minerale, si sofferma sugli elementi dai quali possono rilevarsi i vantaggi dell'impiego del minerale, sia dal punto di vista dei costi valutari e di produzione, sia da quello della sicurezza degli approvvigionamenti. Elementi questi dai quali possono desumersi serie possibilità d'esportazione per la produzione meccaniche, con notevoli vantaggi per tutta l'economia nazionale.

Dopo alcuni chiarimenti dati dal gen. Manni, il Duce, riassumendo la discussione svoltasi, sottolinea l'importanza dei problemi toccati e conferma la piena ed assoluta volontà del Regime di perseguire e portare a pieno compimento il piano autarchico nella fondamentale produzione siderurgica; fa dare, quindi, lettura di una mozione che viene approvata nei termini seguenti:

La Commissione Suprema per la autarchia riconferma il piano autarchico per la siderurgia che deve realizzare entro il termine fissato la produzione dell'acciaio a ciclo integrale nel piano stesso stabilito; dichiara che la maggiore produzione d'acciaio grezzo oltre quella prevista dal piano autarchico, deve essere suddivisa tra i due gruppi di ditte previsti dal R. decreto-legge 28 giugno 1938-XVI, n. 1117 in modo che per questa sopraproduzione non si debba procedere all'importazione di rottami dall'estero.

L'alluminio.

Sul piano autarchico dell'alluminio riferisce l'on. Tarchi, il quale accenna alle aumentate possibilità già accertate dei giacimenti di bauxite, specie nell'Italia meridionale. Egli si sofferma altresì sul problema dello sfruttamento delle nostre leuciti per l'estrazione dell'alluminio e della potassa. Su tale problema, che deve essere risolto urgentemente, non sono mancati le ricerche e gli studi da parte dei membri del competente Comitato corporativo; accenna particolarmente ad un procedimento italiano già favorevolmente realizzato su scala semindustriale. Invoca appositi provvedimenti che favoriscano la esportazione non già dell'alluminio ma del prodotto finito e possibilmente già lavorato.

Dopo alcuni chiarimenti forniti dal gen. Dallolio, il Duce dichiara che l'Italia ormai è al traguardo dell'autarchia per questa produzione, la quale potrà ancora notevolmente aumentare allorchè verrà iniziato lo sfruttamento delle nuove miniere di bauxite. Ritiene pertanto che ormai si debba rivolgere particolarmente l'attenzione alle leuciti per la produzione anche della potassa.

L'accademico Giordani precisa, a questo proposito, quanto è stato già fatto e presentemente si sta compiendo per conseguire gli auspicati risultati positivi dello sfruttamento delle leuciti italiane.

S'inizia la discussione sul magnesio. Il gen. Manni riassume le cifre previste dal piano autarchico per il 1940 e le iniziative approvate dalla Corporazione, in base alle quali gli obbiettivi segnati potranno facilmente essere raggiunti. Sull'argomento prende la parola il sen. Thaon Di Revel per accennare all'attività produttiva della Società « Sanis », gestita ora dalla Cogne.

Sulla situazione delle terre decoloranti ha la parola l'on. Tarchi, il quale rileva che nel corrente anno si è già superata la produzione indicata nel piano di autarchia. A ciò si è giunti attraverso lo sforzo volonte-

roso di sette Società, le quali però devono lottare contro l'ostacolo derivante dalla notevole corrente d'importazione. Il ministro Guarnieri, osservando che finora le esigenze del consumo non potevano consentire una restrizione rigorosa dell'importazione, assicura che gli industriali del ramo potranno ormai attendere con piena fiducia e sicurezza allo sviluppo della produzione. Il prof. Balella, a questo proposito, riferisce che gli industriali si sono impegnati a fornire al Paese tutto il quantitativo di terre decoloranti occorrenti per i diversi usi.

Sviluppi ed orientamenti dell'industria dell'alluminio in Norvegia

Un interessante articolo di Johan Mürer, della A. S. Norsk Aluminium Company, apparso sulla rivista « Metallurgia » del febbraio 1938, offre la possibilità di valutare in modo preciso lo sviluppo assunto dall'industria dell'alluminio in Norvegia.

E' fuori dubbio che questo sviluppo è dovuto essenzialmente alla enorme disponibilità di energia elettrica che questa industria possiede.

Le più antiche applicazioni dell'alluminio in Norvegia furono indirizzate nella lavorazione degli utensili da cucina, permettendo così alla popolazione di questo paese di conoscere le qualità ottime del nuovo materiale e di farne largo uso.



Fig. 1 - Scatole di alluminio per pesce sott'olio.

I progressi effettuati in questo campo sono stati notevoli, specie con l'uso di pentole dal fondo spesso atte per le cucine a riscaldamento elettrico. Queste ultime e moderne applicazioni, sono state accolte con un generale entusiasmo e l'aumento fortissimo del consumo di alluminio ne è stato il più sicuro indice dei risultati ottenuti.

Un altro interessante campo di applicazione dell'alluminio che ha assunto uno sviluppo notevole in Norvegia è l'applicazione di questo metallo nella fabbricazione delle scatole per prodotti alimentari. Se si considera l'enorme quantità di prodotti che annualmente vengono esportati dalla Norvegia, tutti confezionati in scatole di latta, che viene importata, si può comprendere quale importanza fondamentale abbia assunto lo studio per una totale sostituzione del materiale importato con quello di produzione nazionale; sostituzione del resto favorita dagli altri numerosi vantaggi che l'alluminio offre.

Le numerose prove eseguite nei laboratori della A/S Norsk Aluminium Company hanno permesso di rilevare che l'alluminio offre una resistenza di gran lunga superiore all'azione corrosiva dei prodotti alimentari a quella offerta dalle comuni scatole di latta.

I prodotti inoltre non subiscono alcuna deteriorazione sia nel sapore come nella qualità.

Non tutti i prodotti però possono essere conservati perfettamente in queste scatole di alluminio. Si è notato infatti che le conserve di frutta, il pesce in salsa di pomodoro, ed altre specialità tipiche del paese, non possono essere spedite in recipienti di questo metallo perchè il prodotto reagisce con essi dando luogo alla formazione di idrogeno. La Società perciò ha rivolto anzitutto la sua attenzione verso gli alimenti che non hanno alcuna azione corrosiva sull'alluminio.

Purtuttavia nei laboratori della Società si tenta costantemente di migliorare la qualità del metallo mediante trattamenti superficiali protettivi, per la confezione di quei prodotti che finora non è stato possibile spedire nelle comuni scatole di alluminio.

L'alluminio ha trovato, inoltre, largo impiego nelle costruzioni ferroviarie.

Se si tien conto della topografia e del clima del paese, si può facilmente intuire quale scabroso problema i tecnici avessero da risolvere per assicurare un regolare sistema di comunicazioni in condizioni assai poco felici. Il materiale mobile non solo doveva possedere una resistenza meccanica sufficiente a sopportare l'usuale servizio, ma doveva essere attrezzato in modo da superare brillantemente forti dislivelli nelle condizioni di clima più severe.

La topografia del paese rende senz'altro indispensabile l'uso di convogli leggeri, specie se si considera che tutto il combustibile deve essere importato.

Per superare queste difficoltà, anni or sono la Direzione delle Ferrovie fece costruire per prova dei piccoli tipi di automotrici le quali dettero dei risultati talmente buoni, che in questi ultimi due anni, ne ordinò un discreto numero e tutte in leghe adatte di alluminio.



Fig. 2 - Le nuove automotrici in lega leggera delle Ferrovie Norvegesi.

Nella costruzione di queste automotrici, attrezzate per il trasporto

di 69 passeggeri, vennero adoperati circa 2585 kg di alluminio per ciascuna, portando in tal modo il peso della

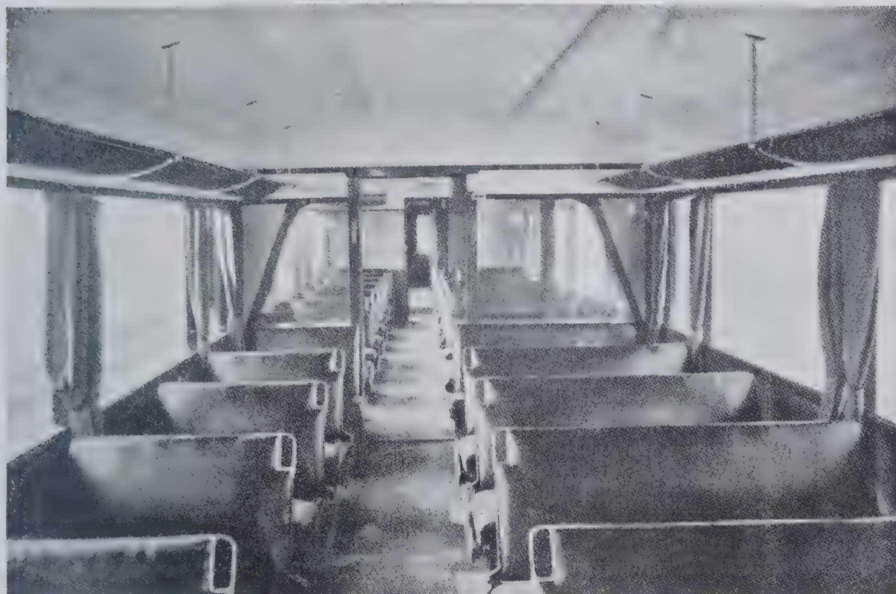


Fig. 3 - Veduta interna di una automotrice in lega leggera.

carrozza a 15875 kg ed il peso per passeggero seduto a 230 kg. L'intelaiatura non pesa più di 2000 kg, mentre il peso totale dei due carrelli di acciaio è di 6800 kg. Un'automotrice attrezzata per il trasporto di 79 passeggeri pesa 24.000 kg; unendo due di queste automotrici insieme, si ottiene un convoglio per 227 passeggeri, con un peso totale di 63956 kg.

Parecchi anni prima che la Direzione delle Ferrovie si accingesse a sostituire il ferro con l'alluminio, questo metallo era già largamente impiegato negli autobus municipali.

Questi autoveicoli gestiti dalla Società tramviaria di Oslo, corrono lungo strade affollate, dove la velocità massima raggiungibile tra una fermata e l'altra è necessariamente limitata e dove il fattore accelerazione è di grande importanza. Facendo un confronto fra il valore dell'accelerazione raggiunta con un veicolo costruito in acciaio e un altro costruito in alluminio, si vede che quest'ultimo permette un' accelerazione superiore del 45% alla precedente. Questo fatto porta inoltre il vantaggio di diminuire il numero delle vetture in servizio.

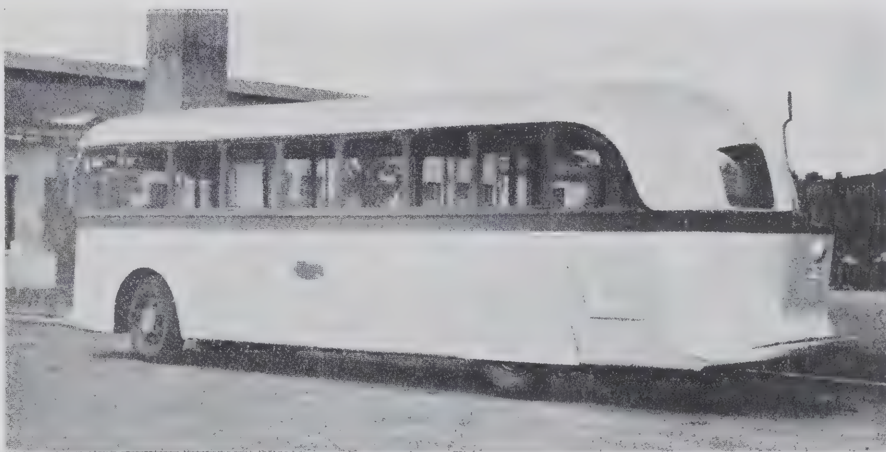


Fig. 4 - Autobus costruito completamente in alluminio.

La Compagnia ha approfittato del successo ottenuto con la costruzione di questo nuovo tipo di autobus ed ha esteso l'applicazione dell' alluminio ai tram municipali. Questi tram hanno un numero di posti pari a quello delle antiche vetture, e pesano circa 10 tonn meno.

E' interessante pure osservare che le leghe di alluminio adoperate in queste costruzioni resistono magnificamente alla corrosione. Dopo circa 5 anni di servizio, si osservò che anche le parti che più erano sottoposte ad un severo esercizio e non completamente protette, non erano affatto corrose e per di più si riscontravano in esse le medesime caratteristiche meccaniche possedute dal materiale nuovo.

L'alluminio è pure largamente usato in Norvegia per la costruzione di recipienti adatti per il trasporto del latte e della panna dal produttore alle latterie e dalle latterie al consumatore.

Quivi il trasporto di questo prodotto è particolarmente difficile data la dislocazione delle fattorie nelle regioni montagnose del paese, fattorie che sin da tempi remoti producono il burro ed il formaggio.

In questi ultimi tempi, settimanalmente, mezzi adatti trasportano questi prodotti nelle varie latterie perchè esse possano a loro volta distribuirli ai consumatori.

I prodotti sono contenuti in recipienti di alluminio che resistono ottimamente alla loro azione corrosiva al contrario dei recipienti stagnati, usati in precedenza, che impartivano ad essi un sapore assai sgradevole.

Con l'alluminio vengono pure costruiti i refrigeranti necessari per le fattorie; essi hanno fornito i migliori risultati e hanno avuto larga diffusione industriale.



Fig. 5 - Recipienti di alluminio per l'industria del latte.

L'alluminio nella fabbricazione dei prodotti chimici derivati dai gas di forno a coke

Il notevole sviluppo assunto dall'alluminio nelle costruzioni di impianti chimici ha permesso una serie di importanti applicazioni nelle numerose industrie che derivano dalla distillazione del carbon fossile.

A questo proposito ci è parso utile rilevare un articolo apparso sulla « Révue de l'Aluminium » di pochi mesi or sono, di cui accenniamo i punti che più da vicino interessano questo problema.



Fig. 1 - Convertitori per l'ossidazione dell'ammoniaca.

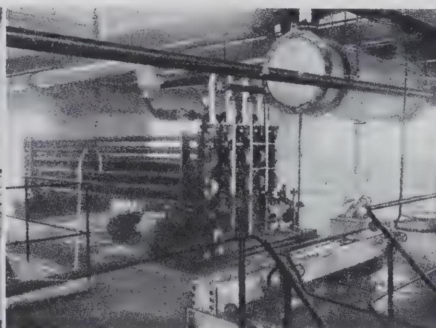


Fig. 2 - Materiale in alluminio per la preparazione del nitrato ammonico.

La distillazione del carbon fossile, che può essere effettuata a temperature variabili tra 500° e 1000°C, fornisce una quantità considerevole di gas e di vapori la composizione ed il volume dei quali è assai differente a seconda della temperatura di distillazione.

A 1000°C i prodotti di distillazione sono esclusivamente gassosi e sono formati eminentemente da idrogeno (50% circa), da metano (20 p. cento), da azoto, da ossido di carbonio, da anidride carbonica e da una piccola frazione di idrocarburi diversi.

Allorchè si pensò ad una utilizzazione industriale e chimica di un volume così ingente di gas, due problemi assai complessi ed insoluti si presentarono allo sguardo dei tecnici. Anzitutto la necessità di separare l'idrogeno dai gas che lo accompagnano (metano, ossido di carbonio ecc.) In secondo luogo, la possibilità di combinare l'idrogeno con altri elementi disponibili in grande quantità, come l'azoto dell'aria, per la produzione di tutta una serie di prodotti chimici di grande consumo, quali i concimi azotati e ammoniacali.

Molti furono gli studiosi che esaminarono il problema, e tra essi, Giorgio Claude, al quale si deve la realizzazione di uno fra i tanti processi di sintesi dell'ammoniaca esistenti oggi in pratica.

Il gas prodotto dalle cokerie, necessario per la produzione dell'idrogeno, compresso ad una pressione variabile tra le 15 e le 25 atmosfere, a seconda dei volumi in gioco, viene dapprima sottoposto ad un processo di depurazione per eliminare i prodotti facilmente condensabili (benzolo, acido carbonico, idrogeno solforato, vapor d'acqua).

Ultimata la depurazione, i gas di forno vengono sottoposti ad una liquefazione frazionata. Gli elementi liquefatti seguono quest'ordine: l'etano e l'etilene, il metano, l'ossido di carbonio e l'azoto.

L'idrogeno rimane allo stato gassoso, data la sua bassa temperatura di liquefazione e viene inviato in gasometri, per poi essere impiegato nella sintesi dell'ammoniaca, da dove derivano numerosi prodotti, quali l'acido nitrico, il nitrato ammonico ed il nitrato di calcio, nella cui produzione s'incontrano facilmente delle interessanti applicazioni dell'alluminio.

Esamineremo per primo l'acido nitrico. Lo si ottiene oggi sinteticamente per ossidazione dell'ammoniaca. Il processo realizzato dall'Ostwald nel 1906 consiste nel far passare su una rete di platino riscaldata, un miscuglio di ammoniaca e aria, secondo la reazione:



$$2\,NH_3 + 5\,O = 2\,NO + 3\,H_2O$$

Gli ossidi d'azoto formatisi (fig. 1) sono inviati in una serie di torri nelquali circola l'acqua che li trasforma in acido nitrico a 36° Baumé.

In quanto alla resistenza dell'alluminio all'azione corrosiva dell'acido nitrico, numerosi studi sull'argomento dichiarano che l'attacco massimo

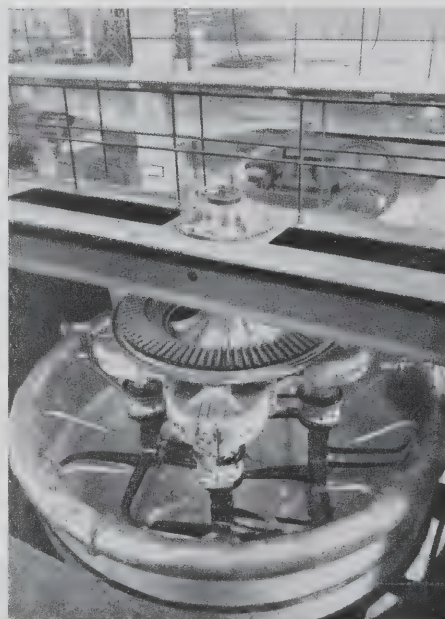


Fig. 3 - Cristallizzatore per nitrato ammonico.



Fig. 4 - Grande tramoggia per l'insaccamento del nitrato di calcio, realizzata interamente in alluminio.

ha luogo per concentrazioni comprese tra il 15% e il 50%; all'infuori di queste concentrazioni e specialmente per le forti concentrazioni, la corrosione è minima.

Un prodotto immediato derivante dall'acido nitrico e dall'ammoniaca è il nitrato ammonico. Per la sua fabbricazione sono necessari speciali cristallizzatori, di grandi dimensioni, nei quali il nitrato si deposita allo stato di cristalli bianchi di grande purezza, dovuta essenzialmente al rivestimento in alluminio degli apparecchi di cristallizzazione, applicazione che evita in modo assoluto ogni inquinamento del prodotto per opera della ruggine o di altri ossidi colorati (figg. 2, 3).

Un altro prodotto di non minore importanza e che deriva dall'acido nitrico unito alla calce ed al calcare è il nitrato di calcio, ottimo fertilizzante atto a sostituire vantaggiosamente i nitrati naturali del Cile. Esso viene confezionato e spedito in sacchi speciali e doppi, da 50÷100 kg, che ne assicurano l'ottima conservazione del prodotto. L'operazione di insaccamento è affidata ad una tramoggia ventilata, di costruzione speciale e di dimensioni assai grandi, interamente realizzata in alluminio (fig. 4).

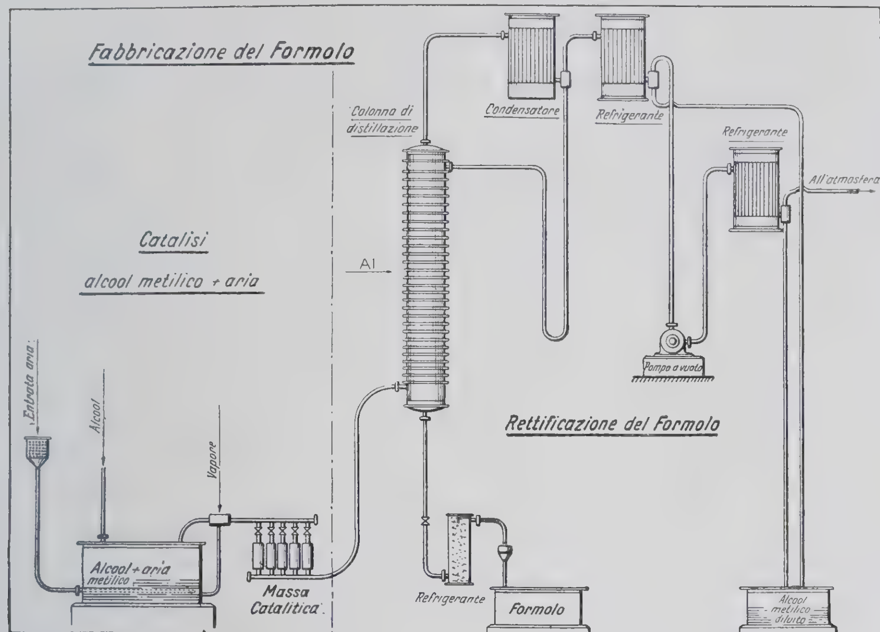


Fig. 5 - Schema di fabbricazione del fenolo a partire dall'alcool metilico. Le fasi di lavorazione rappresentate a destra della linea punteggiata impiegano apparecchi costruiti in alluminio.

In quanto ai prodotti derivanti dall'etilene e dal propilene, l'acetone ed il glicol, essi non hanno alcuna azione corrosiva sull'alluminio a titolo elevato (99,5÷99,8%). Queste condizioni particolarmente favorevoli, hanno contribuito decisamente alla costruzione di fusti di alluminio da 200÷400 litri e di vagoni-cisterna da 10÷12 tonnellate.

Infine l'aldeide formica ottenuta per ossidazione dell'alcool metilico, è un gas avidissimo di ossigeno e quindi un riducente per eccellenza; appunto per questa particolare ragione essa può esser convogliata in tubazioni di alluminio senza attaccarlo minimamente.

Le soluzioni acquose di formaldeide possono manifestare un'azione corrosiva se non vengono attentamente mantenute a temperatura costante e se in esse vi è una percentuale di acido formico libero; infatti basta il 0,2÷0,4% di questo acido, per rendere pericoloso l'attacco anche a freddo.

Purtuttavia l'alluminio viene utilizzato in grande scala in questa industria; la fig. 5 mette schematicamente in evidenza le apparecchiature per la produzione del formolo costruite col metallo in questione, mentre la fig. 6 mostra un particolare assai interessante.

Come per il formolo, dal quale deriva, anche l'esametilentetramina è senza azione alcuna sull'alluminio, che può quindi essere largamente impiegato anche in questa industria.

Il formolo, infine, è punto di partenza importantissimo di una gamma assai estesa di materie plastiche, che si possono tuttavia compendiare in due tipi fondamentali e precisamente:

1°) resine del gruppo « Azolone » (formolo-fenolo) comprendente le resine colate, le vernici e le polveri da stampaggio;

2°) resine del gruppo «Urazone», che servono a molte applicazioni per la fabbricazione di oggetti opachi e traslucidi.

Le resine colate « Azolone », che si presentano sotto forma di blocchi barre e profilati, nelle tinte più svariate, sono colate in forme costruite in lega di alluminio che presentano il triplice vantaggio della leggerezza, della conduttività termica e della pulizia.

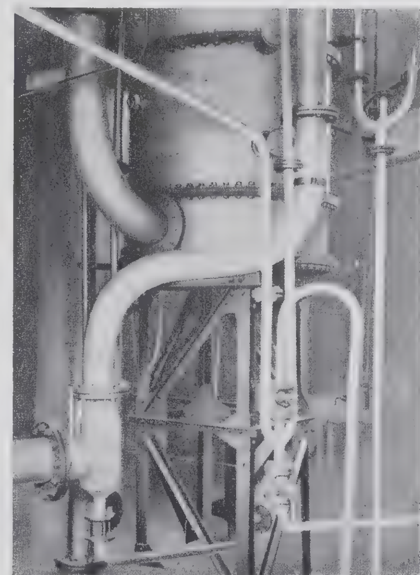


Fig. 6 - Rettificazione del formolo.

NOTIZIARIO ECONOMICO

L'importanza dell'alluminio nel quadro dei metalli non ferrosi

Se si bada ai dati statistici riguardanti produzione e consumo di metalli non ferrosi, durante l'ultimo decennio, è facile individuare le più recenti fasi dell'onda economica. Il 1929 è anno in cui viene raggiunto il vertice dell'attività produttiva di questo settore; iniziatosi il movimento discendente si tocca durante il 1932-33 il punto di massima depressione finchè, con una certa lentezza in principio, ed in seguito con movimento rinfrancato, si raggiunge un nuovo massimo nel 1937: che tuttavia sarà rapidamente superato negli anni venturi.

Però questo movimento ciclico si intreccia su variazioni di lungo periodo, le quali, per il consumo complessivo di metalli non ferrosi, volgono all'aumento: ma che hanno andamenti differenti non appena l'analisi discenda a considerare singoli metalli.

Fra i metalli che hanno una più marcata dinamica ascensionale anche durante le fasi meno favorevoli dell'onda economica, è l'alluminio. I consumi di questo metallo guadagnano rapidamente terreno anche in raffronto al più favorito dei metalli non ferrosi: il rame. E mostrano come siffatto incremento non sia soltanto attribuibile a questa e a quella politica economica, ma possa direttamente ricollegarsi alle peculiari altissime qualità di questo metallo.

Riportiamo dal Notiziario della « Metallgesellschaft » la tab. 1 sulla produzione mondiale d'alluminio.

TABELLA 1. - Produzione mondiale di alluminio
(in 000 di t.)

	1932	1936	1937	Aumento % 1936-1937	Aumento % 1937-1932
Germania (1)	21.3	100.8	131.6	30	517
Francia	14.5	26.5	34.5	30	138
Gran Bretagna	10.3	16.4	19.4	18	88
Italia	13.4	15.9	22.9	44	70
Norvegia	18.0	15.4	23.0	49	29
Svizzera	8.5	13.7	25.0	82	194
Russia	0.9	37.9	45.0	18	4900
Altri Europa	1.2	3.4	3.3	3	175
EUROPA	88.1	230.0	304.7	32	245
Stati Uniti	47.6	102.0	132.8	30	179
Canadà	17.9	26.2	42.6	62	138
AMERICA	65.5	128.2	175.4	36	167
ASIA (Giappone)	—	7.5	10.5	40	—
TOTALE:	153.6	365.7	490.6	34	219

(1) *compresa l'Austria.*

Questi dati mostrano, per il periodo 1932-1937, incrementi notevolissimi nella produzione in tutti i paesi e non solo nei paesi ad economia autarchica.

Trascurando la Russia, la cui produzione fu iniziata praticamente nel 1932, è infatti interessante sottolineare, i forti aumenti anche in quei paesi, come Stati Uniti, Gran Bretagna, Francia, ecc. che hanno ampie disponibilità di altri metalli non ferrosi.

Tra i paesi europei nel periodo 1932-1937, al primo posto si trova la Germania, con un aumento del 517%, seguita dalla Svizzera con 194, dalla Francia con 138, dalla Gran Bretagna con 88, dall'Italia con il 70% ecc.

Se si osservano invece le variazioni nel periodo 1936-1937, l'ordine muta: al primo posto, sempre fra gli Stati europei, si trova la Svizzera con l'82%, seguita dalla Norvegia, con 49, dall'Italia con 44, dalla Francia e dalla Germania con 30, dalla Russia con 18, ecc.

E' interessante inoltre constatare, come l'aumento più forte nella pro-

TABELLA 2. - Consumo mondiale di alluminio
(in 000 di t.)

	1932	1936	1937	Aumento % 1936-1937	Aumento % 1937-1932
Germania (1)	19.5	104.7	132.9	26	627
Francia	15.0	27.0	28.0	3	86
Gran Bretagna	17.5	35.0	49.0	40	180
Italia	5.5	17.0	26.0	52	381
Svizzera	4.5	9.0	13.0	44	188
Russia	11.5	38.0	47.0	23	308
Altri Europa	7.0	14.0	18.8	28	168
EUROPA	80.5	244.7	314.7	28	290
Stati Uniti	48.0	127.0	154.0	21	220
Canadà	5.0	7.0	7.5	7	50
Altri America	—	1.4	1.2	14	—
AMERICA	53.0	135.4	162.7	20	207
ASIA (Giappone)	6.0	18.5	23.5	27	291
AFRICA	—	0.1	0.1	—	—
AUSTRALIA e OCEANIA	0.2	0.6	0.7	16	250
TOTALE:	139.7	399.3	501.7	25	259

(1) *compresa l'Austria.*

duzione di alluminio, si sia avuto in quei paesi, che prevalentemente producono per il consumo interno, come la Germania, la Gran Bretagna, la Francia, l'Italia, gli Stati Uniti, la Russia (complessivamente 385.300 t nel 1937, contro 185.600 t nel 1929), mentre in quei paesi, che producono principalmente per l'esportazione, come la Norvegia, la Svizzera, il Canadà e l'Austria, l'aumento della produzione è insignificante: da 94.500 t nel 1929 a 94.700 t nel 1937.

La partecipazione dei paesi esportatori alla produzione mondiale, è scesa dal 34% (1929) al 19% (1937). Si nota quindi una tendenza sempre più netta, a coprire il fabbisogno di alluminio nella più ampia misura possibile con una produzione propria; tendenza che, si crede, si rafforzerà sempre di più, perchè già diversi paesi, consumatori del metallo, ma sino ad ora non produttori, hanno allo studio o in corso di realizzazione, impianti propri di produzione di alluminio (Giappone, Olanda, Grecia, Jugoslavia).

Il desiderio di creare una propria industria, è sentito anche nei paesi, dipendenti dall'estero per gli approvvigionamenti di bauxite: ciò non costituisce evidentemente un ostacolo, data la relativamente bassa incidenza della bauxite sul costo totale della produzione del metallo. Ad esempio la Germania, che ha un'industria dell'alluminio in rapido sviluppo ed è oggi la più grande consumatrice di bauxite, assorbe i 2/5 della produzione mondiale e deve acquistarne i 2/3 all'estero.

I dati sul consumo mondiale di alluminio, sono raccolti nella tabella 2.

Nel periodo 1932-1937 la graduatoria degli aumenti percentuali dei paesi europei per il consumo, si può così esprimere: al primo posto si trova ancora la Germania con un aumento del 381%, seguita dalla Russia (308%), dalla Svizzera (188%), dalla Gran Bretagna (180%). Questo ordine però muta, se si osservano le variazioni nel consumo del metallo nel periodo 1936-37: al primo posto si trova, significativamente, l'Italia (52%), seguita dalla Svizzera (44%), dalla Gran Bretagna (40%, dalla Germania (26%) e via enumerando.

Se questi dati sono di già per se stessi significativi, lo sono ancor di più quelli che raffrontano il consumo di alluminio con quello mondiale degli altri metalli non ferrosi, come è mostrato dalla tabella 3.

Colpisce subito il balzo in avanti compiuto dall'alluminio, le cui quantità consumate si sono elevate da circa 7 mila tonn. nel 1900 a più di mezzo mil. di tonn. nel 1937. Al secondo posto, per l'aumento realizzato, si trova il rame, quadruplicato dall'inizio del secolo. Quello di zinco si è più che triplicato passando da circa 475 mila tonn. a circa 1.600.000 tonn.; il consumo di stagno in raffronto a quello del 1900 si è raddoppiato, infine quello di piombo si è pure raddoppiato, raggiungendo 1,7 mil. di tonnellate.

Considerando quindi l'ampiezza dell'aumento intervenuto nel consumo mondiale dei 5 metalli non ferrosi, si ha il seguente ordine: al primo posto l'alluminio con un aumento del 6,772%, seguito a grande distanza dal rame con il 302%, dallo zinco con il 236%, dallo stagno con il 135% ed infine dal piombo con il 97%.

In cifre assolute il primo posto è occupato dal rame, con un aumento nel periodo 1900-37 di 1549,3 tonn. (in migliaia di tonn.), seguito dallo

TAB. 3 - *Consumo mondiale dei metalli non ferrosi* (in migliaia di tonn.).

Anni	Alluminio	Piombo	Rame	Zinco	Stagno
1900	7,3	871.3	512,7	474,8	81,6
1929	276,0	1.703,0	1.760,9	1.440,3	184,2
1932	139,7	1.103,1	903,7	836,6	116,7
1936	399,3	1.579 2	1.784,4	1.513,5	174,1
1937	501,7	1.722,0	2.062,0	1.595,4	191,9

TAB. 4 - *Consumo mondiale dei metalli non ferrosi in unità di volume.*

	Peso specifico	Volume in 000 di cmq 1900	%	1937	%
Alluminio	2,7	3,8	1	186,0	23
Piombo	11,4	76,0	35	151,0	18
Rame	8,9	58,0	27	232,0	28
Zinco	6,9	69,0	32	231,0	28
Stagno	7 3	11,0	5	26,0	3
		217,0	100	826,0	100

TAB. 5 - *Consumo dei metalli non ferrosi per « capita » nei principali paesi*: (in kg.).

1937	Alluminio	Piombo	Rame	Zinco	Stagno
Germania	1,95	3,33	5,09	3,37	0,25
Francia	0,67	2,32	2,96	2,10	0,21
Gran Bretagna	1 06	7,50	7.35	4,97	0,59
Stati Uniti	1,18	3,84	6,11	3,99	0,53
Russia	0,34	0,57	0 97	0,42	0,074
Giappone	0,22	1,21	1,91	0,91	0,091
Canadà	0,68	1,90	4,99	1,45	0,24
Italia	0.61	1,16	2,15	0,88	0,10
Svezia	0,72	3,06	8,14	2,44	0,30
Belgio	0,37	6,00	4,44	12,00	0,18
Olanda	0,05	2,75	0 95	1,46	0,18

TAB. 6 - *Indice dei prezzi dei metalli non ferrosi*
(1909-1913 = 100)

Media annuale	Alluminio Germania	Alluminio New York	Piombo Londra	Piombo New York	Rame Londra	Rame New York	Zinco Londra	Zinco New York	Stagno Londra	Stagno New York
1929	132	109	153	155	130	130	104	111	114	115
1930	129	106	119	126	95	93	71	78	79	81
1931	118	106	(°) 79	97	(°) 61	58	(°) 48	62	(°) 61	62
1932	111	106	(°) 57	72	(°) 40	40	(°) 41	49	(°) 55	56
1933	111	(°) 83	(°) 53	(°) 69	(°) 38	(°) 39	(°) 45	(°) 54	(°) 74	(°) 76
1934	109	58	(°) 45	(°) 52	(°) 32	(°) 36	(°) 36	(°) 42	(°) 80	(°) 79
1935	100	55	(°) 56	(°) 55	(°) 33	(°) 37	(°) 36	(°) 44	(°) 76	(°) 76
1936	100	55	(°) 70	(°) 60	(°) 40	(°) 40	(°) 38	(°) 49	(°) 69	(°) 70
1937	97	54	(°) 93	(°) 81	(°) 55	(°) 56	(°) 57	(°) 66	(°) 82	(°) 82

(°) *Indici calcolati su corsi oro.*

zinco con 1.121, dal piombo con 850,7, dall'alluminio con 494,4 e dallo stagno con 110,3.

Occorre però tener presente che il raffronto fra il consumo dei metalli espresso per unità di peso, non è privo di inconvenienti. Si ha una raffigurazione più esatta del consumo reale confrontando i metalli espressi in unità di volume: tenendo cioè conto del loro peso specifico.

Dalla tabella 4 si osserva, che nel 1937 il consumo di alluminio espresso in unità di volume, è superiore a quello di piombo, mentre prima gli era di molto inferiore; in ambedue i casi, l'alluminio supera il consumo di stagno, mentre rimane sempre inferiore a quello del rame e dello zinco.

Sotto questo aspetto, passando dal 4° al 3° posto, nella graduatoria fra i metalli non ferrosi, si rispecchia quindi con più evidenza il progressivo aumento dell'alluminio.

Una ripartizione del consumo dei metalli non ferrosi *per capita,* nei principali paesi del mondo, prendendo come base il 1937, è indicata dal prospetto della tabella 5.

Al primo posto come maggiore consumatrice di alluminio (1,95 kg per abitante) è la Germania: la causa di questo elevato consumo è dovuta alla posizione assunta dal metallo nel piano quadriennale come sostituto delle materie prime di importazione. Però anche negli Stati Uniti ed in Gran Bretagna si hanno proporzionalmente elevate quote di consumo per abitante. L'Italia con un consumo per abitante pari a kg 0,61 si aggiudica un posto non del tutto trascurabile fra i paesi industriali: quantunque anche tale percentuale stia a significare quali possibilità future di sbocco sussistano per questo metallo.

Il 1937 non è stato solo un anno di elevato consumo e di elevata produzione nei diversi metalli non ferrosi, ma anche un anno in cui i prezzi hanno segnato un ulteriore forte aumento.

Come appare dalla tabella 6 lo andamento dei prezzi dell'alluminio si stacca nettamente da quelli degli altri metalli non ferrosi. Il motivo di rialzo per questi è evidente, in seguito all'aumentata domanda per il riarmo; le quotazioni dell'alluminio invece si mantengono uniformi per la preminente politica del cartello, il quale mira sopratutto ad ampliare il consumo, sicchè, si può ritrovare in esse una delle ragioni della dinamica negli impieghi che abbiamo più sopra statisticamente illustrato.

Notizie comunicate dall' Ufficio Studi della S. A. Montecatini

TABELLE STATISTICHE

ITALIA - Produzione di alluminio greggio

(Secondo le rilevazioni della Associazione fra gli Industriali Metallurgici)

Periodo	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938
	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.
Gennaio	375.454	349.883	681.031	756.258	702.524	381.198	1.126.541	690.180	1.745.276
Febbraio	277.766	290.777	596.807	456.737	532.817	319.772	898.107	650.729	1.519.969
Marzo	336.468	506.975	632.959	577.644	790.979	516.340	1.091.810	903.999	1.757.121
Totale 1° Trimestre	989.688	1.147.635	1.910.797	1.790.639	2.026.320	1.217.310	3.116.458	2.244.908	5.022.366
Aprile	647.717	875.018	852.289	941.293	1.197.038	883.161	1.333.899	1.348.703	1.549.427
Maggio	901.535	1.204.912	1.316.499	1.117.317	1.536.232	1.407.070	1.663.811	1.989.731	1.382.997
Giugno	893.824	1.424.531	1.441.481	921.108	1.526.157	1.467.966	1.647.226	2.365.482	2.484.843
Totale 2° Trimestre	2.443.076	3.504.461	3.610.269	2.979.718	4.259.427	3.708.197	4.644.936	5.703.916	5.417.267
Totale 1° Semestre	*3.432.764*	*4.652.096*	*5.521.066*	*4.770.357*	*6.285.747*	*4.925.507*	*7.761.394*	*7.948.824*	*10.439.633*
Luglio	903.005	1.285.743	1.534.545	964.113	1.562.330	1.596.595	1.736.567	2.605.868	3.127.673
Agosto	910.535	1.127.774	1.513.664	1.381.219	1.523.603	1.562.623	1.737.102	2.678.256	3.351.386
Settembre	805.094	1.140.230	1.413.218	1.228.628	1.437.984	1.493.135	1.610.428	2.527.290	2.906.906
Totale 3° Trimestre	2.618.634	3.553.747	4.461.427	3.573.960	4.523.917	4.652.353	5.084.097	7.811.414	9.385.965
Totale Gennaio-Settembre	*6.051.398*	*7.205.843*	*9.982.493*	*8.344.317*	*10.809.664*	*9.577.860*	*12.845.491*	*15.760.238*	*19.825.598*
Ottobre	825.994	910.795	1.464.268	1.368.473	866.946	1.450.002	1.393.428	2.642.679	2.638.789
Novembre	635.149	1.038.655	1.269.569	1.297.352	655.794	1.492.533	940.723	2.467.484	
Dicembre	486.669	952.464	697.216	1.062.072	513.658	1.256.443	694.391	2.077.527	
Totale 4° Trimestre	1.947.812	2.901.914	3.431.053	3.727.897	2.036.398	4.198.978	3.028.542	7.187.690	
Totale Annuale	*7.999.210*	*11.107.757*	*13.413.546*	*12.072.214*	*12.846.062*	*13.776.838*	*15.874.033*	*22.947.928*	

ITALIA - Importazione ed esportazione di alluminio e sue leghe

(dati desunti dalla "Statistica del Commercio Speciale di Imp. e di Esp.,, del Ministero delle Finanze)

PRODOTTI	IMPORTAZIONE Quintali				ESPORTAZIONE Quintali			
	gennaio - agosto		Anno 1937	Anno 1936	gennaio - agosto		Anno 1937	Anno 1936
	1938	1937			1938	1937		
Rottami	1.012	474	1.304	120	566	—	—	...
Lingotti	3.130	17.156	33.663	3.126	—	—	...	701
Getti	—	218	353	731	23	37	20	15
Barre, verghe, spranghe	120	66	97	263	18	9	12	6
Fogli, lamiere	413	318	509	3.836	79	161	390	34
Fili	...	2	3	117	6	12	13	3
Corde, cavi	...	—	—	...	—	11	11	64
Tubi	7	27	41	91	3	4	11	...
Polvere	...	10	11	1	23	3	5	13
Tubetti per colori, profumi, ecc.	32	5	46	5	—	106	106	19
Lavori non nominati per uso industriale	275	433	678	462	2.370	549	676	117
Lavori non nominati: altri	212	187	319	246	1.430	1.791	2.280	1.138

RECENSIONI

B. Dumas - **Leçons de Philosophie Chimique** *(Lezioni di filosofia chimica)*. Un volume in 16⁰ (cm. 13 x 18) di pp. XXVIII-270; con due tavole fuori testo. Ed. Gauthier-Villars, Paris (1937).

M. Delèpine - **La Synthèse Totale en Chemie Organique** *(La sintesi totale in chimica organica)* - Un volume in 16⁰ (cm. 13 x 18) di pp. VIII-144; con sette tavole fuori testo. Ed. Gauthier-Villars, Paris (1937).

H. Le Chatelier - **La dissolution** *(La dissoluzione)* - Un volume in 16⁰ (cm. 13 x 18) di pp. XVI-160; con tre tavole fuori testo. Ed. Gauthier-Villars, Paris (1938).

A. Damiens - **Halogènes et Composés Oxigénés du Chlore** *(Alogeni e composti ossigenati del cloro)* - Un volume in 16⁰ (cm. 13 x 18) di pp. XIV-149; con quattro tavole fuori testo. Ed. Gautier-Villars, Paris (1938).

R. Lespieau - **Determination des Poids Moleculaires** *(Determinazione dei pesi molecolari)* - Un volume in 16⁰ (cm. 13 x 18) di pp. XVI-168; con quattro tavole fuori testo e 7 figure nel testo. Ed. Gauthier-Villars, Paris (1938).

I cinque volumetti che presentiamo rappresentano la continuazione del programma già tracciato dalla Casa Editrice Gauthier-Villars di Parigi.

Del volume relativo all'opera di Lavoisier abbiamo parlato nel precedente numero; dei cinque volumetti che completano la serie dei classici della chimica tratta, il primo, dell'opera di J. B. Dumas e ne riproduce la parte più suggestiva.

Nelle sue prime lezioni di filosofia chimica, dettate verso il 1836 al Collegio di Francia, il Dumas si era soprattutto preoccupato di preparare i suoi uditori ad apprezzare, nell'intero suo valore, l'opera rivoluzionaria del Lavoisier.

Il Lavoisier stesso aveva esposto sommariamente i principi di questa filosofia chimica nei « Discours preliminaires » nel suo Traité de Chimie.

Il Dumas ne fece oggetto di un corso di 11 lezioni e la sviluppò con l'aiuto delle nuove scoperte che nei 40 anni trascorsi dalla morte di Lavoisier si erano ottenute nel campo chimico.

Nel complesso, si tratta di un'opera che, per quanto dettata da oltre un secolo, mantiene tutt'ora la freschezza e l'interesse delle quali Dumas ha saputo informarla.

Il volumetto su « La Dissolution » raccoglie alcune memorie di Lavoisier, Gay-Lussac, Loewel, Gernez, Lescoeur, Raoult, presentate da Henry Le Chatelier.

La raccolta appare tanto più interessante in quanto dal primo abbozzo del problema tracciato dal Lavoisier si passa gradatamente al suo progressivo sviluppo attraverso le opere di Gay-Lussac, di Loewel, di Germez, di Raoult ecc. Queste ultime nel 1870.

Sono, quindi, quasi 100 anni di storia del pensiero scientifico relativo ai complessi fenomeni che accompagnano la soluzione.

La presentazione fatta da uno scienziato come H. Le Chatelier rende più interessante l'opera, ponendola in un quadro abilmente tracciato dall'illustre chimico francese.

Analogamente al precedente, il volumetto « La Synthèse Totale en Chimie Organique », raccoglie le opere di Wöhler, Gerhardt, M. Berthelot, Le Bel, Vant 'Hoff, Jungfleisch, Ladenbürg e Pasteur.

Il volumetto si inizia con una memoria di Wöhler sulla sintesi dell'urea, redatta nel 1828.

Dopo alcune citazioni di autori celebri, atte a illustrare il loro pensiero nei riguardi della riproducibilità delle sostanze organiche, vengono riprodotte alcune magnifiche pagine pubblicate dal Berthelot. Segue l'esposizione delle idee essenziali sui principi della notazione atomica, senza la quale l'attuale chimica organica non avrebbe potuto esistere.

Il volumetto su « Halogènes et Composés Oxigénés du Chlore » contiene pure alcune memorie dovute a Scheele, Berthollet, Gay-Lussac Thénard, H. Davy, Balard, Courtais, H. Moissane Millon.

Va notato, a questo riguardo, come la scoperta successiva dei 4 alogeni, fluoro, cloro, bromo e iodio, sia stata di capitale importanza per la conoscenza intorno alla struttura dei composti chimici.

Contenuto in forti proporzioni nell'acqua marina allo stato di cloruro di sodio, il cloro venne isolato per la prima volta verso il 1774 dal Scheele e da lui denominato « acido muriatico deflogisticato ». Più tardi il Berthollet, studiando la proprietà della soluzione acquosa del gas, preparata secondo il metodo indicato dal Scheele, osservò che essa sviluppava ossigeno se esposta alla luce del sole e andava mano mano saturandosi in acido cloridrico.

Egli concluse le sue osservazioni ammettendo che la soluzione stessa doveva ritenersi una combinazione ossigenata dell'acido cloridrico e propose di chiamarla « acido muriatico ossigenato ». Questa opinione prevalse fino a che Gay-Lussac in Francia e Davy in Inghilterra osservarono quasi contemporaneamente, nel 1819, che questa sostanza era irriducibile per mezzo del carbone e dei metalli, ciò che condusse il Gay-Lussac a considerarla come un corpo semplice.

E' quindi solo verso il 1810 che incomincia a farsi strada l'idea che dovessero esistere dei corpi semplici particolarmente attivi nei riguardi delle combinazioni metalliche e che per tale proprietà vennero appunto, in un secondo tempo, chiamati alogeni.

Nel 1812 il Courtois isola lo iodio nelle ceneri di *varechs* e Balard nel 1826 estrae il bromo dalle saline Montpellier. Nel 1886, infine, H. Moissan riesce ad isolare il fluoro.

Sono quindi 112 anni di storia della chimica inorganica raccolta nelle poche pagine del volumetto che presentiamo all'attenzione dei nostri lettori.

La storia della « Determination des Poids Moléculaires », argomento questo di capitale importanza per la chimica, raccoglie alcune memorie di Avogadro, Ampère, Raoult, Vant' T Hoff, Berthollet.

Riteniamo inutile segnalare la grande importanza che assume questo argomento anche se di esso è illustrata solamente la parte storica; riteniamo, anche, che lo studio sulla evoluzione del pensiero scientifico relativo ad un dato argomento sia di somma importanza ed a torto venga trascurato nella scuola.

L'iniziativa della casa editrice Gauthier Villars è quindi, secondo il nostro giudizio, condiviso riteniamo da quanti amano la storia della scienza, quanto mai opportuna e utile e merita il più largo successo.

Piuttosto la parte puramente editoriale non corrisponde del tutto all'idea animatrice.

I volumetti sono presentati con una carta ed una stampa che ricordano i periodi più tristi della guerra, quando i libri erano stampati su una carta che oggi non si dovrebbe ritenere neppure degna di avvolgere dei commestibili.

Le illustrazioni fuori testo potevano essere trattate in modo assai migliore.

C. P.

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

I. - MATERIE PRIME E PROCESSI DI FABBRICAZIONE.

II. - PROPRIETA' DEI METALLI E DELLE LEGHE:
- *a*) Fisiche
- *b*) Meccaniche
- *c*) Strutturali (metallografiche).

III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE:
- *a*) Ricerche sulla corrosione
- *b*) Trattamenti superficiali.

IV. - ANALISI CHIMICA E SPETTROSCOPICA.

V. - TRATTAMENTI TERMICI:
- *a*) Forni
- *b*) Modalità, caratteristiche, applicazioni.

VI. - APPARECCHI SCIENTIFICI E DI MISURA. MISURE INDUSTRIALI.

VII. - TECNOLOGIA:
- *a*) Fonderia
- *b*) Lavorazione plastica
- *c*) Lavorazione all'utensile
- *d*) Saldatura e chiodatura
- *e*) Pulitura e decapaggio.

VIII. - APPLICAZIONI ELETTRICHE.

IX. - IMPIEGHI INDUSTRIALI:
- *a*) Architettura, edilizia, decorazione
- *b*) Trasporti
- *c*) Industrie chimiche ed alimentari
- *d*) Grossa e piccola meccanica
- *e*) Varie.

X. - MISCELLANEA.

RIASSUNTI

II. - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE

c) Strutturali (metallografiche)

H. W. QUAID - **Studio degli effetti dell'aggiunta di Al sulla struttura dell'acciaio al carbonio temprato** - «Transactions A. S. M.» XXV, pp. 490-519 (1937).

Tutti coloro che ebbero modo di studiare gli effetti della temperatura di cementazione sulle proprietà dell'acciaio, sanno che fra gli effetti della riduzione della temperatura di cementazione c'è quello dell'aumento del tenore massimo in C della zona ipereutettoide. Cementando a lungo a 815° circa si ha in superficie una quantità sufficiente di carburi allo stato di coalescenza, tanto che facendone l'analisi s'arriverebbe, su uno spessore di 0,005 pollici, ad un eccesso del 3% in C. Ciò è dovuto al fatto che i carburi di ferro si formano inizialmente sulla superficie, d'onde poi debbono diffondere verso l'interno sciogliendosi nell'austenite. La velocità di diffusione a bassa temperatura è bassissima, ma aumenta colla temperatura. Perciò cementando a 870° circa si ha minore tenore di C nella pellicola superficiale, press'a poco 2%. A temperatura altissima è difficile ottenere addirittura un eccesso di cementite. Le condizioni descritte di scarsa solubilità del carburo, si verificano a temperature superiori in quegli acciai contenenti dei metalli d'alligazione, come V, W ecc. che formano dei carburi più difficilmente solubili.

Probabilmente i carburi superficiali, ottenuti cementando ad 815°, presentano lo stesso comportamento dei carburi «interni»: cioè se si presentano in lamelle come la perlite, la loro dissoluzione è più agevole che non nel caso di masse più o meno arrotondate. In uno stesso pezzo riscontriamo zone d'assai differente solubilità del C, dalla perlite finemente lamellare (solubilità massima) a grossi ammassi di carburi coagulati più o meno sferoidali (solubilità minima).

Negli acciai del cosidetto tipo normale non v'ha nulla che influenzi la grandezza delle particelle di carburo; in essi è consueta la struttura perlitica dopo un raffreddamento relativamente lento e si hanno le migliori condizioni per la diffusione del carbonio. Invece negli acciai contenenti elevate percentuali di Al vi è, secondo l'opinione dell'A., una tendenza massima alla formazione di particelle relativamente grosse di carburo, particelle che resistono alla dissoluzione e persistono durante parecchio tempo alle ordinarie temperature dei trattamenti termici.

Per studiare l'effetto dell'Al sull'acciaio l'A. ha fatto tre getti della stessa composizione generale, ma di contenuto in Al ammontante rispettivamente a 0,075; 0,050; 0,001%. Anche le condizioni di fabbricazione erano identiche. I provini erano costituiti da barre laminate da mm 38,1 normalizzate a 980°C per un'ora; altri provini da mm 25,4 vennero scaldati per 24 ore a 665°C, poi portati rapidamente in un forno a 815° per rimanervi 15 minuti, indi essere tuffati in acqua. Alcuni campioni vennero portati invece da 665° a 930°C per rimanervi 15 minuti prima della tempra. Sui campioni così trattati si fecero ricerche di durezza, strutturali ecc.

Lo scopo della premanenza a 665° era quello di favorire la formazione di ammassi di carburo, ad una temperatura al di sotto di quella critica. Il riscaldamento a 815-930° aveva lo scopo di raccogliere dati sul tasso di soluzione e intorno all'effetto che avrebbe la struttura ottenuta per riscaldamento a temperatura sotto la critica sulla struttura ottenuta per tempra da temperatura al disopra della critica. Infatti a detta dell'A. uno degli effetti dell'aggiunta di Al è quello di favorire l'ingrossamento dei granuli di carburo a temperature inferiori a quella critica.

E' interessante notare la gran differenza nella percentuale di ferrite che presentano le tre fusioni sopradette. Dalle micrografie pubblicate, all'osservatore sembra che la fusione più povera in Al abbia un molto maggiore contenuto in carbonio. L'analisi chimica, eseguita su trucioli prelevati in prossimità delle zone micrografate, dimostrò che il tenore in C era praticamente lo stesso in tutt'e tre i getti. Qui l'A. ricorda la scoperta del dr. Reed, e cioè che uno degli effetti dell'aggiunta di Al è quello d'aumentare la quantità di C sciolto nell'eutettoide. Perlomeno l'alluminio, se aggiunto a questo tipo d'acciaio, avrà effetto d'aumentare la quantità di ferrite libera e di diminuire la quantità della perlite visibile.

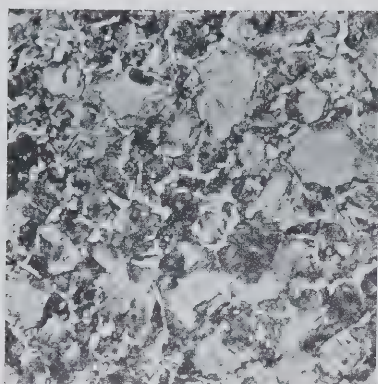


Fig. 1 - Acciaio allo 0,075% di Al. Riscaldamento a 665° per 24 ore, poi a 930° per 15 minuti e tempra in acqua. Centro d'un provino da mm 25,4; attacco con Nital, ingr. × 450. Notisi la grandezza dei granuli.

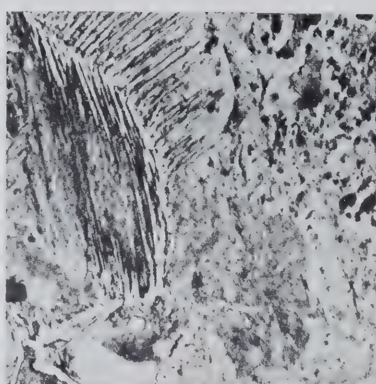


Fig. 2 - Acciaio allo 0,050% di Al. Trattamento termico e attacco metallografico come in fig. 1. Notisi martensite al centro dei granuli e ferrite libera ai margini. Notisi altresì la cancellazione dei margini dei grani e la completa soluzione nonchè diffusione del carbonio. × 450.

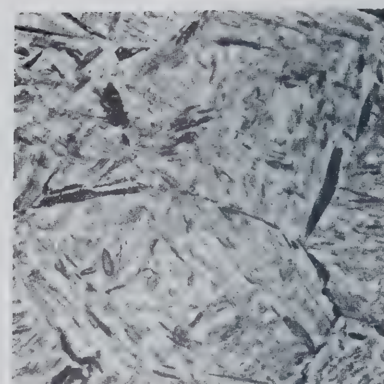


Fig. 3 - Acciaio allo 0,011% di Al. Trattamento termico come in fig. 1. Assenza di ferrite e struttura quasi completamente martensitica. × 450.

Evidentemente uno degli effetti principali dell'aggiunta di Al agli acciai scaldati giusto al di sotto della temperatura critica, è quello del ritiro del carburo dalla ferrite trovantesi ai margini dei grani: così si forma una maggiore zona di ferrite esente da C e carburo più concentrato ai margini della fase perlitica. Perciò in caso di forti aggiunte di Al l'A. ritiene che per ottenere una distribuzione completa ed uniforme del carbonio nell'austenite occorre o scaldare a temperature superiori oppure tenere più a lungo l'acciaio alle temperature normali dei trattamenti.

tempo perchè avvenga la diffusione del C in soluzione ai giunti dei grani.

Confrontando le micrografie degli stessi campioni ma scaldati a temperatura superiore (per tempi uguali), si deduce che nessuno presenta dissoluzione completa; la tempra ha agito maggiormente sull'acciaio più povero in Al (0,011%) e meno su quello più ricco in Al (0,075%). C'è abbondanza di martensite, ma è sempre visibile un considerevole eccesso di ferrite.

La curva delle durezze Rockwell (fig. 8) dimostra che l'acciaio a più basso tenore in Al è il più induribile, ma che l'indu-

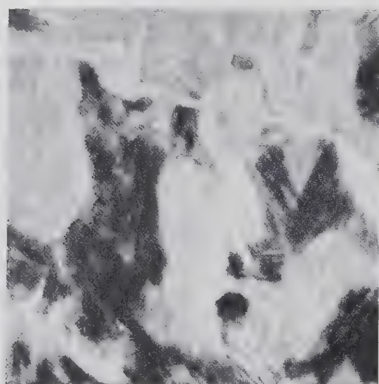


Fig. 4 - Campione di fig. 1; attacco con picrato di Na. × 2000.

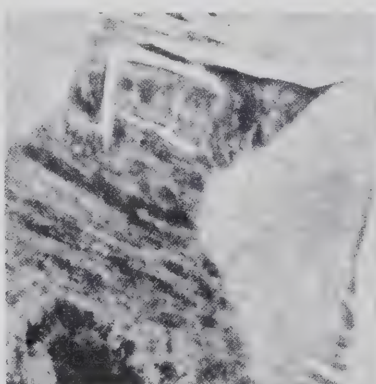


Fig. 5 - Campione di fig 2, ma attacco con picrato sodico ed ingrandimento. × 2000.

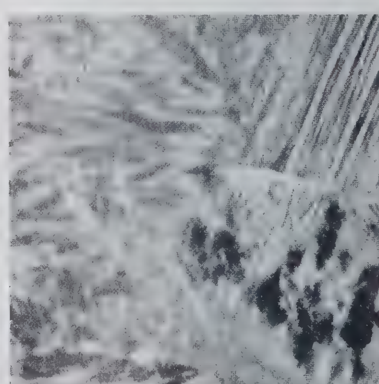


Fig. 6 - Campione di fig. 3. Attacco con picrato sodico ed ingr. × 2000. Vedasi l'evidente soluzione e diffusione del carburo, mentre della ferrite libera è sempre visibile.

Il carbonio non può diffondere se prima non s'è compiuta la soluzione della cementite nell'austenite. Alle temperature usate ordinariamente nel trattamento degli acciai commerciali prima della tempra, la velocità di diffusione del C nell'austenite è bassissima, ma dato che le distanze da percorrere sono minime, riesce ancora sufficiente. Si e Ni diminuiscono notevolmente la velocità di diffusione. Esperienze compiute su acciai per cementazione hanno dimostrato che ad 815° il C diffonde all'incirca in ragione di mm 0,025 per ora; però anche così una volta che il carburo sia in soluzione, negli acciai a basso tenore in Al la diffusione ai margini dei grani ed attraverso questi avviene in tempo brevissimo. Invece negli acciai addizionati d'alluminio le distanze da percorrere sono maggiori ed occorre un po' di

rimento completo non è stato ottenuto in nessun campione, tranne vicino alla superficie.

E' interessante osservare le micrografie di figg. 1-3. Vi si osservano i tre acciai aventi la percentuale di Al surricordata, e che sono stati trattati come segue: a 665°C per 24 ore, poi a 930°C per 15 minuti, indi tempra in acqua. Il campione a 0,075% di Al non presenta praticamente accrescimento dei grani, ed ha ancora un rivestimento ferritico intorno ad ogni grano che in certi casi risulta di struttura finemente sorbitica, in altri martensitica a rivestimento sorbitico, indizio che la soluzione e la diffusione del C in questi è stata incompleta. Il campione a 0,050% Al mostra ancora (fig. 2) abbastanza ferrite intorno ai giunti dei grani, benchè in certi casi il carbonio abbia potuto dif-

fondere ed eliminare i margini dei grani, da cui risulta un ingrossamento dei grani stessi. Nell'acciaio a 0,011% Al poi i margini sono completamente scomparsi; il carbonio è completamente disciolto e diffuso: ferrite quasi assente e struttura martensitica. In confronto con altre micrografie si vede che la martensite corrisponde alle aree originariamente perlitiche: si vede che la perlite lamellare va bensì rapidamente in soluzione ma che i carburi coagulati agli spigoli delle lamelle hanno resistito alla dissoluzione, cosicchè l'area marginale risulta più bassa in C e non ha potuto formare della martensite alla velocità di tempra qui usata. La presenza della ferrite indica che o la diffusione del C non era sufficiente per cancellare completamente la ferrite marginale o la solubilità del C nella ferrite esistente ai giunti dei grani è stata fortemente retrocessa, relativamente al resto del grano.

Di qui si può forse ricavare una spiegazione tanto per l'accrescimento quanto per la grandezza dei grani, in questo senso: lo accrescimento può essere dovuto alla cancellazione dell'austenite libera finale per effetto della diffusione del carbonio. Le micrografie figg. 4÷7 indicano (attaccate al picrato di sodio) la presenza contemporanea della martensite, della ferrite e della sorbite. Si tratta sempre degli stessi tre getti, ingrandimento a 2000 diametri.

Le figg. 8-9 mostrano la durezza Rockwell attraverso la sezione della barra da mm 25,4: gli acciai a basso tenore in Al sono completamente induriti per la tempra, non così quelli ad alto Al. A questo punto l'A. avverte che il termine «hardenability» (induribilità, traducendo genericamente) deve essere

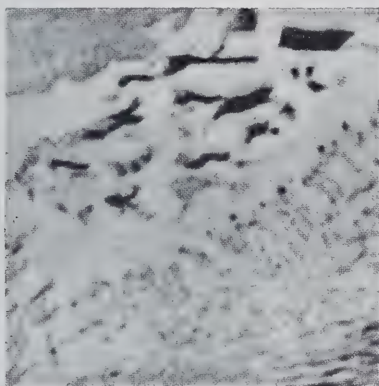


Fig. 7 - Campione di fig. 5, ma ingrandimento × 3500. Attacco al picrato sodico.

«carefully used» usata con cautela, giacchè usualmente s'intende per induribilità l'effetto d'un certo elemento sulla durezza misurata dopo riscaldamento ad una temperatura data, per un tempo dato, con una data velocità di raffreddamento. Secondo tre AA. americani i soliti elementi aggiunti per formare carburi, W, Mo, Cr, V ecc. non si possono chiamare a rigore induritori superficiali. Infatti se si lasciano tali carburi disciogliere nell'austenite, anch'essi producono indurimento profondo. Gli acciai contenenti Al si crede siano capaci d'indurimento superficiale solo quando il tempo e la temperatura siano insufficienti ad ottenere la soluzione completa del carburo e la diffusione del C attraverso i giunti dei grani. Se s'aggiungono degli elementi che diminuiscono la solubilità dei carburi, occorre anche aumentare la temperatura.

Sembra che l'effetto principale dell'Al consista nel variare l'induribilità, non variando la grandezza dei grani, bensì variando la struttura.

Parrebbe che l'accrescimento e la grandezza dei granuli fossero solo un effetto della solubilità dei carburi e che per questo l'affermazione che la grandezza dei granuli è dessa la causa dell'induribilità non corrisponda al vero. Invece negli acciai a grana fine non ha avuto luogo la dissoluzione completa del carbonio, per cui il fatto della finezza di granulazione è esso stesso un indizio di solubilità incompleta; perciò un acciaio siffatto non ha la stessa induribilità d'altro a pari contenuto in C, ma col carburo completamente disciolto.

Si sa che i cosidetti acciai calmati all'alluminio fine granulati non hanno tendenza all'accrescimento dei grani se non durante un tempo prolungato. Questo corrisponde a quanto possiamo aspettarci considerando l'ingrossamento come dovuto alla diffusione del C attraverso i giunti dei grani, dopo dissoluzione dei carburi. Anche l'ossido ferroso FeO ha un effetto simile a quello dell'Al e del V, probabilmente perchè rimane in soluzione nella ferrite, specialmente ai giunti di grani. Tanto FeO quanto Al influiscono sul tasso di trasformazione dell'austenite sia nel riscaldamento che nel raffreddamento.

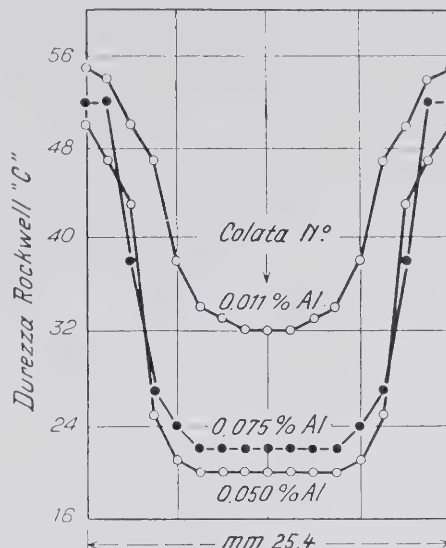


Fig. 8 - Curva delle durezze Rockwell rilevate su campione da mm 25,4 dopo riscaldamento a 665° per 24 ore, a 815° per 15 minuti e tempra in acqua.

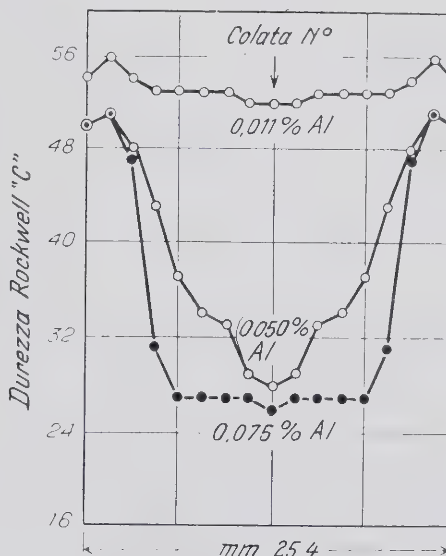


Fig. 9 - Curva delle durezze Rockwell rilevate su provino da mm 25,4 dopo riscaldamento a 665° per 24 ore, a 930° per 15 minuti e tempra in acqua.

Così pure si sa che un effetto del sottoraffreddamento drastico d'una soluzione è quello d'ottenere un precipitato il più fine possibile. Questo è quanto avviene quando un acciaio allo stato austenitico viene fortemente sottoraffreddato per mezzo di

una tempra energica. In tal caso i carburi sono diffusi uniformemente e finemente, e ne risulta la struttura più dura e più forte. Uno degli effetti dell'Al e dell'FeO è evidentemente quello di diminuire il sottoraffreddamento ottenibile con una data velocità di tempra. Così i carburi precipitano in granuli più grossi e la durezza diminuisce.

La ferrite libera è importante quando si vuole aumentare la duttilità ma costituisce un fattore negativo quando si desidera il massimo della durezza. Può anche darsi che l'effetto dell'Al sia un po' maggiore ai giunti dei grani che non in altre zone degli stessi, forse perchè altri elementi e componenti residui sono arricchiti al massimo proprio ai giunti.

Potrebbe darsi che l'effetto del FeO fosse completamente eliminato per cementazione in atmosfera d'idrocarburi gassosi, che riducono l'ossido esistente. Invece l'effetto degli idrocarburi come anzi detto viene grandemente ridotto in presenza d'alluminio, causa della formazione «anormale» di carburi.

Ammesso che si abbia maggiore interesse nel riconoscere le caratteristiche derivanti dai carburi piuttosto che la grandezza dei granuli d'un dato acciaio, l'A. esprime il seguente parere. L'adoperare il saggio di cementazione come mezzo per saggiare la relativa induribilità in un dato getto d'acciaio rimane sempre plausibile. La temperatura usata di solito (930°C) rappresenta circa il massimo che si raggiunge nei trattamenti industriali. La velocità di riscaldamento e quello di raffreddamento sono sufficientemente bassi per permettere ai carburi d'ingrossarsi a temperature sotto la critica e l'uso del carburo ipereutettoide come indizio di tale tendenza è particolarmente soddisfacente.

Infine l'A. esprime la convinzione che molte delle idee da lui espresse non corrispondono alle idee di comune conoscenza, e la speranza che si possa arrivare, nella discussione delle sue idee, a maggiormente rivolgere l'attenzione al problema della soluzione dei carburi e della velocità di diffusione del carbonio, nonchè agli effetti generali della grandezza dei granuli sulle proprietà degli acciai trattati termicamente.

V. Br.

III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE

b) Trattamenti superficiali

E. G. West - **Applicazioni dell'ossidazione anodica sull'alluminio e sulle sue leghe** - «Metallurgia» XVII, pp. 137-139 e 197-199 (1938).

Si è detto che l'alluminio deve la sua esistenza al naturale strato di ossido che copre la sua superficie, e si può aggiungere anche che il continuo espandersi delle applicazioni per le quali l'alluminio è particolarmente adatto dipende dall'aumentato uso della pellicola di ossido prodotta artificialmente.

Un tale rivestimento può essere formato per via puramente chimica, o più frequentemente, col metodo dell'ossidazione anodica.

La composizione dello strato di ossido varia a seconda delle leghe e dipende inoltre dal processo usato.

L'ordine di spessore del rivestimento prodotto con differenti mezzi è il seguente:

per formazione naturale fino a $2,5 \times 10^{-4}$ mm;
per formazione chimica fino a 0,005 mm;
per formazione anodica fino a 0,2 mm.

La possibilità di produrre artificialmente il rivestimento di ossido era nota molti anni prima che si attuassero dei metodi industriali, essendo stata fatta menzione di essa 80 anni fa da Buff. Nel 1904 si ebbero le interessanti e profetiche osservazioni di Mott, ma bisogna giungere al 1923 per avere un'applicazione industriale, per effetto del procedimento messo a punto dal dott. Bengough e dai suoi collaboratori.

Negli ultimi dieci anni sono state intraprese una grande quantità di ricerche sul procedimento chimico ed elettrolitico sia dal punto di vista teorico che pratico, e si può dire che attualmente ciascun paese ha i suoi procedimenti particolari.

Nell'uso generale si possono distinguere tre principali metodi elettrolitici ed uno chimico. Ciascun procedimento impone certe limitazioni sulle composizioni delle leghe che possono venire trattate economicamente e con successo.

Procedimenti chimici.

Tutti i procedimenti chimici si basano sulla bassa solubilità dell'alluminio in soluzioni aventi valori di pH tra 4 e 8.

In pratica vengono usate soluzioni alcaline, nelle quali avviene un attacco uniforme fino a che la formazione di composti insolubili, spesso come risultato di reazioni secondarie, impedisce un'ulteriore azione. Tra i diversi metodi ricordiamo quello di Bauer e Vogel, descritto per la prima volta nel 1915, il quale fece pochi progressi fino al 1930, quando fu messo a punto il metodo modificato Bauer-Vogel (M.B.V.).

Tale procedimento è del tipo a semplice immersione e consiste nell'immergere gli oggetti in una soluzione di carbonato di sodio e di cromato di sodio mantenuta all'incirca alla temperatura di ebollizione. Le proporzioni dei componenti variano con le differenti applicazioni e la composizione usuale contiene il 5% di carbonato di sodio e l'1,5% di cromato di sodio (pesati anidri). In certi casi si aggiunge dell'idrato di sodio.

Un ulteriore perfezionamento usa dopo il bagno ossidante un'immersione di 10 minuti a 90°C in una soluzione contenente dal 3 al 5% di silicato di sodio, seguita da un trattamento termico a bassa temperatura per aumentare la durezza e la resistenza alla corrosione della pellicola.

Non è richiesta una pulitura preliminare, ed un litro di soluzione è sufficiente per circa 3 m² di superficie.

Il tempo normale di immersione è di 10 minuti per una pellicola di spessore di circa 1 μ mentre per ottenere uno spessore di 7 μ ci vuole una immersione di due ore.

La composizione del film formatosi con questo processo su alluminio puro è secondo W. Helling: Al_2O_3 72,8%; $Cr(OH)_3$ 2,45 p. cento; NaO 1,35%; silicio (come SiO_2 e Si) 1,0%.

I procedimenti chimici sono adatti per una grande quantità di leghe, eccettuate quelle contenenti rame.

Il colore dello strato protettivo varia dal bianco e iridescente per l'alluminio al grigio scuro e nero per leghe ricche in altri elementi e particolarmente in silicio.

Lo strato è troppo sottile per la maggior parte delle applicazioni e usualmente si devono impiegare i procedimenti elettrolitici.

Procedimenti elettrolitici.

I procedimenti di ossidazione anodica usati attualmente impiegano acidi con o senza aggiunta di sali od altri componenti, e la principale differenza tra i diversi metodi è data dall'elettrolita.

La seguente tavola riunisce sinteticamente diversi procedimenti:

Elettrolitica	Nome commerciale del procedimento	Colore normale dell'ossidazione sull'alluminio	Tipo di corrente	Consumo medio per m² di superficie kwh
Acido cromico	Bengough-Stuart	grigio-chiaro opaco	C. C.	1.6 —2.2
» solforico	Alumite; Gower-Sheppard; Dialumin	grigio-argento traslucido	C. C. o C. A. o entrambe	0.55—2.2
» ossalico	Eloxal	giallognolo opaco	C. C. o C. A. o entrambe	min. 4.4

Alle soluzioni indicate nella tabella vengono fatte aggiunte di sostanze organiche ed inorganiche secondo i diversi brevetti.

Sono stati proposti anche i seguenti elettroliti: acido fosforico e fosfati, (C.C. o C.A.) - strato di ossido grigio e traslucido; ammoniaca e composti ammoniaci (C.C.) - strato di ossido grigio azzurrognolo; acido borico e borati; nitrati di metalli alcalini, acidi pertungstenico e permolibdenico; idrato di sodio con aggiunte organiche come glicerina.

Alcuni principi fondamentali sono comuni a tutti i procedimenti. Un trattamento preliminare essenziale è il decapaggio della superficie con un opportuno solvente o con soluzione alcalina per evitare la contaminazione del bagno, la disuniformità dello strato di ossido, e la riduzione della resistenza alla corrosione.

Usando corrente continua l'alluminio viene connesso all'anodo, e in tutti i procedimenti il passaggio della corrente produce una intensa ossidazione.

Il rivestimento di ossido si crea progressivamente dal metallo base, cioè si deve pensare che cresce verso l'interno, passando gli ioni attraverso gli strati di ossido già formati per attaccare l'alluminio.

L'uso di corrente alternata offre qualche vantaggio ed in certi casi viene usata contemporaneamente alla corrente continua.

Le proprietà della pellicola anodica possono venire mutate moltissimo per variazioni nel metodo operativo, cioè per variazioni nel tipo di corrente usata, nella tensione applicata, nella temperatura del bagno, nel tempo di immersione, nel trattamento preliminare degli oggetti e nel modo di regolare la tensione se questa è una caratteristica del procedimento.

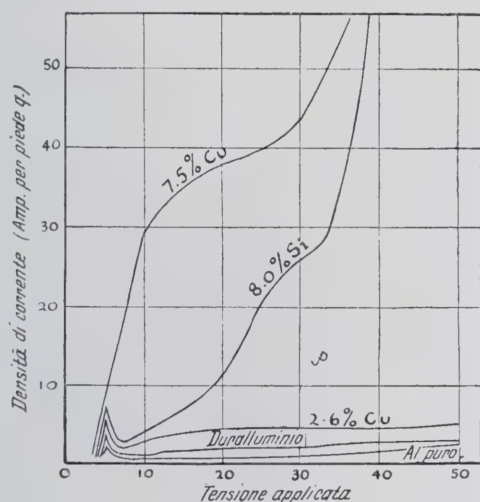


Fig. 1 - Curve tensione/densità di corrente per alluminio puro e leghe, usando il procedimento Bengough a 40°C.

L'ossido comunque prodotto presenta un'alta resistenza elettrica e pertanto durante il procedimento sono richieste tensioni relativamente alte passando da 10 a 110 in confronto con i normali 2÷6 volt richiesti in galvanostegia. Aumentando la resistenza con lo spessore, se si applica una tensione costante, la corrente diminuisce durante l'operazione.

Il modo della formazione dell'ossido dipende dalla densità di corrente ed è pertanto necessario di aumentare la tensione durante l'operazione, oppure il tempo d'immersione nel bagno dev'essere regolato in modo che non avvenga un'apprezzabile soluzione del deposito nell'elettrolita, poichè se la velocità di formazione è inferiore alla velocità di dissoluzione si otterrà come risultato finale una forte corrosione.

E' possibile trattare la parte interna di lunghi tubi a piccolo diametro interno (3 m. di lunghezza $\times$ 25 mm di diametro del foro) e così pure forme complesse senza aver bisogno di catodi supplementari. In questi casi lo spessore dell'ossido non è però uniforme. Gli oggetti devono essere collegati molto bene al polo positivo, altrimenti si forma nel punto di contatto uno strato di ossido, il quale impedisce il passaggio della corrente e l'ossidazione dell'oggetto. Come contatti nel bagno possono essere usati solo l'alluminio o le sue leghe, perchè gli altri metalli collegati col polo positivo si corrodono rapidamente.

La temperatura della soluzione è molto importante in tutti i procedimenti anodici per la forte variazione della resistenza dell'elettrolita per piccoli cambiamenti di temperatura con conseguente variazione nella densità di corrente. Le forti correnti impiegate generano calore nel passare attraverso la soluzione e quindi si richiedono sempre dei mezzi per regolare la temperatura.

Per assicurare l'uniformità di composizione nel bagno è inoltre necessario l'agitazione dell'elettrolita sia meccanica che per mezzo di getti d'aria.

La composizione del bagno, varia per la riduzione di alcuni costituenti al catodo e per l'accumulazione di impurità introdotte dagli oggetti o dalla dissoluzione dell'ossido, e di conseguenza la resistenza aumenta. Ciò rende necessaria la rinnovazione frequente del bagno. L'aspetto dell'ossido può indicare benissimo quando questo cambiamento è richiesto.

Durante l'operazione si liberano all'anodo grandi quantità di ossigeno, per cui bisogna curare la sistemazione degli oggetti a forme irregolari per impedire che si formino delle sacche piene di gas e conseguentemente delle zone di deficiente ossidazione.

I gas sono nocivi all'operatore e debbono venire asportati con aspiratori.

Procedimento all'acido cromico. — Il brevetto originale indica una soluzione al 3% di ossido cromico puro (CrO_3) libero da solfati e cloruri. Benchè in seguito siano state apportate delle modifiche, la soluzione normale non deve differire molto da questa.

La più bassa percentuale di CrO_3 per ottenere un risultato soddisfacente è del 2,5% e per evitare la corrosione del rivestimento anodico bisogna limitare il contenuto di cloruro a 0,20 gr. per litro (calcolati come NaCl) e il contenuto di acido solforico a meno di 0,50 gr. per litro. Le istruzioni A.I.D. raccomandano di usare per la soluzione originale e per le aggiunte, fatte per compensare le perdite per evaporazione, acqua distillata, e permettono di aggiungere durante la vita della soluzione del nuovo ossido cromico fino al 50% del peso originale.

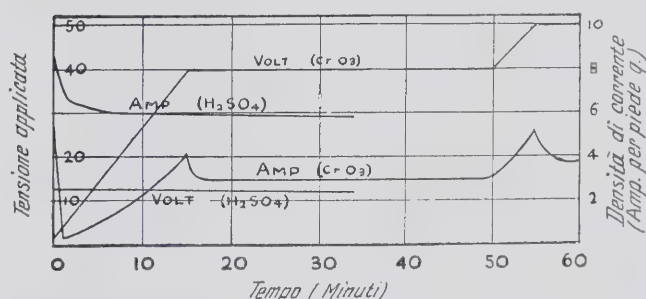


Fig. 2 - Curve tensione/densità di corrente per duralluminio alle varie temperature.

La soluzione è generalmente contenuta in recipienti saldati di acciaio dolce o anche di acciaio inossidabile.

Per il catodo si usano placche di carbone o di acciaio inossidabile col 14% di cromo.

La temperatura di operazione deve essere mantenuta intorno ai 40°C.

Si applicano alle volte degli apparati di filtrazione continua, ma con questi è possibile asportare solo parte dell'impurità. La corrente continua è fornita da un gruppo convertitore con mezzi di controllo della tensione. La tensione minima ottenibile non deve essere superiore a 4 V. altrimenti si ha una grande intensità di corrente all'inizio dell'operazione a causa della bassa resistenza iniziale del circuito.

La tensione viene gradualmente aumentata nei primi 15 min. a 40 V. ed è mantenuta a questo valore per 35 min., nei successivi 5 min. viene portata a 50 V., valore che si conserva per 5 minuti; in seguito si interrompe la corrente. La durata totale dell'operazione è quindi di un'ora.

Gli oggetti trattati debbono venire risciacquati bene prima in acqua calda poi in acqua fredda per asportare le tracce di elettrolita che sono rimaste nei pori dell'ossido o nelle fessure esistenti nel metallo.

La densità di corrente varia a seconda le leghe (figg. 1 e 2) e dipende dalla temperatura. Normalmente è di 35-65 Amp. per m², ma un aumento di 5 o 6°C può fare raddoppiare questo valore.

Normalmente non sono trattate con questo processo leghe contenenti meno del 95% di alluminio, benchè questo sia ancora il miglior metodo per il duralluminio.

Le modifiche apportate al procedimento originale sono: aggiunte alla soluzione di cromati e bicromati alcalini; variazioni nella condotta delle operazioni.

Variazioni nella tensione, temperatura e tempo di immersione vengono fatte per adottare il procedimento a particolari leghe ed applicazioni: ad esempio la formazione d'ossido più poroso è favorito da un aumento di temperatura, mentre un aumento nella tensione applicata agisce all'inverso; la massima tensione è però limitata dalla composizione della lega.

Altre modifiche sono state proposte per diminuire l'attenzione richiesta all'operatore e per raggiungere una lavorazione continua.

Benchè il processo Bengough-Stuart sia il più usato attualmente nel mondo, si può prevedere un certo declino nel suo impiego dovuto in parte alla complicazione nell'applicazione della tensione.

Procedimento all'acido solforico. — Dal 1927 si sono proposti vari procedimenti all'acido solforico tra i quali il più importante è il procedimento Alumilite.

Le percentuali proposte variano dal 7% al 70% del peso, ma la migliore concentrazione corrisponde alla massima conducibilità (19,5%). Generalmente i bagni industriali contengono acido solforico mantenuto a definita concentrazione, senza aggiunta di altri agenti, la cui applicazione fu provata senza grande successo. Tra queste sostanze aggiuntive sono i solfati dei metalli alcalini e pesanti; acidi organici come l'acetico, ossalico e citrico con o senza i loro sali, altri composti organici — alcool, aldeidi, zuccheri —; agenti ossidanti come i bicromati; acidi tungstenico e molibdenico. La difficoltà di accertare la composizione di soluzione con parecchie di queste aggiunte è evidente, ed esse hanno poca importanza commerciale.

I recipienti per questo procedimento debbono essere rivestiti di piombo o di vetro. Il catodo è di piombo oppure è costituito dalla vasca stessa. Nell'impianto devono essere previsti apparati per il riscaldamento, il raffreddamento, l'agitazione e l'asportazione dei gas generati.

Le condizioni di trattamento sono largamente variabili. La temperatura va da 15 a 90°C e la tensione applicata da 10 a 30 V, i valori più alti essendo richiesti dalle più basse concentrazioni di acido. Si può usare sia corrente continua che alternata, od entrambe; le intensità di corrente variano da 10 a 400 Amper per m². Il tempo di immersione è generalmente di 30 min. con limiti compresi tra 10 e 50 min. Generalmente la tensione è mantenuta costante eccettuato in un metodo avente corrente alternata nel quale la tensione passa da 9 a 24 volt durante i primi minuti del trattamento.

La bassa e costante tensione riduce il costo dell'equipaggio elettrico e rende possibile una lavorazione continua e non a successivi carichi di vasca.

La fig. 3 mostra le differenze tra il processo all'acido cromico e quello all'acido solforico.

L'elettrolita gradualmente si deteriora per la dissoluzione del deposito anodico la quale è più rapida che con il processo all'acido cromico. La soluzione deve venire sostituita quando il contenuto in solfato di alluminio raggiunge il 20%. Questo valore diviene più basso per la presenza di altre sostanze disciolte dalle leghe trattate, specialmente quando esse contengono alluminio in quantità inferiore all'80%.

Il deposito anodico è sempre più trasparente di quello ottenuto con l'acido cromico, e la massima durezza è ottenibile abbastanza facilmente. Anche in questo procedimento la durezza è influenzata dalla temperatura: all'intorno di 90°C si ottiene un ricoprimento tenero e flessibile.

Procedimento all'acido ossalico. — Questo procedimento, usato per la prima volta nel 1928, non è tanto diffuso quanto gli altri due.

La percentuale di acido nel bagno varia tra il 3 e il 7% in peso, ma si usano anche percentuali più basse o più alte.

Si raccomandano aggiunte di colloidi o di agenti ossidanti (cromati, bicromati e permanganati). Sono stati usati anche il silicato di sodio, ossalati ed altri sali organici, soda ed acidi inorganici eccettuati quelli degli alogeni.

Le condizioni di operazione variano tra larghi limiti: la tensione da 30 a 100 V. e la temperatura da 15° a 40°C. Si usano sia la corrente continua che l'alternata (spesso entrambe). La densità di corrente è alta, circa 400 Amp. per m² ed il tempo di immersione oscilla tra 10 e 50 min.

I migliori depositi dal punto di vista di resistenza alle corrosioni si formano alle temperature più alte, con bassa densità di corrente e forte concentrazione di acido. Compattezza e durezza si ottengono con la corrente alternata sola o sovrapposta alla corrente continua.

L'ossido prodotto da questo elettrolita è opaco e giallastro e più denso di quello ottenuto con altre soluzioni; il procedimento è considerevolmente più dispendioso.

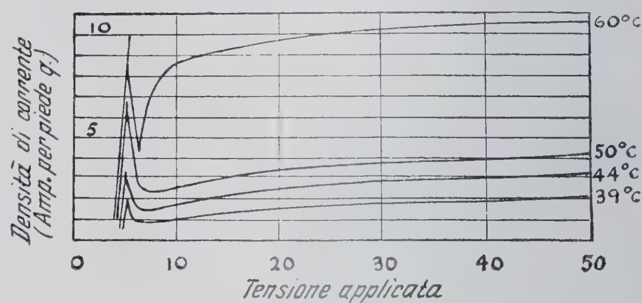


Fig. 3 - **Paragone tra le condizioni di operazione per il bagno al 3% di acido cromico a 40°C e la soluzione al 12% di acido solforico a 20°C usando alluminio commerciale.**

Altri procedimenti. — Altri procedimenti sono usati isolatamente in casi speciali e poche pubblicazioni ci sono al riguardo.

Interessante è quello che fu descritto nel 1934, col quale l'ossidazione veniva ottenuta «in situ» mediante uno spruzzo elettrizzato di soluzione. Questa idea potrà avere certamente uno sviluppo in futuro.

Bisogna ricordare in ogni caso che si richiedono esperimenti per ogni lega particolare e per ogni uso, e che avendo eseguiti questi, il successo su scala commerciale dipende solamente dall'aderenza a tutti i dettagli dell'operazione, combinata con un severo controllo dell'analisi e delle condizioni fisiche della lega.

PROPRIETA' DELLE PELLICOLE DI OSSIDO.

Come si è già detto le proprietà della pellicola d'ossido variano con le condizioni di formazione oltre che con l'uso dei diversi procedimenti..

Apparenza. — Ciascun procedimento dà un particolare aspetto allo strato di ossido, ed in generale mette in evidenza i difetti superficiali ed il grado di finitura della superficie. In alcuni casi viene mostrata benissimo anche la struttura cristallina. Una ricopertura più uniforme si ottiene su una grande varietà di leghe con il procedimento all'acido solforico.

Composizione. — La pellicola anodica è formata da Al_2O_3 di purezza variabile con la lega trattata e sempre idratata quando è di fresca formazione. Col seccaggio si ottiene in definiva dell'allumina quasi completamente disidratata.

Struttura. — La pellicola è cristallina e porosa. Normalmente è costituita da 3 distinti strati: il primo, duro e sottile è attac-

cato fortemente al metallo; il medio ha una porosità di circa il 40% e l'ultimo è non aderente e può essere asportato mediante un leggero fregamento. Quest'ultimo strato non è sempre presente ed indica un trattamento troppo prolungato.

Resistenza alla corrosione. — L'allumina è insolubile in molti reagenti e la pellicola anodica ha un'alta resistenza alle sostanze corrosive ad eccezione dei cloruri i quali causano un rapido deterioramento. L'impregnazione con lanolina o cera aumenta la resistenza alla corrosione, come pure il trattamento con cromati.

Durezza. — La durezza della pellicola anodica è di 8 nella scala di Mohr. Secondo il metodo di prova Bierbaum si hanno i seguenti valori per ossidazione ottenuta in diverse condizioni: superficie dello strato di ossido 180-140; parte media 3000-1200; parte inferiore 5000-1500. Secondo la stessa scala la durezza del vetro è 2000 e quella dell'alluminio metallico 80.

Flessibilità. — Lo strato di ossido ha una grande elasticità: solo eccezionalmente esso è friabile e quasi mai si sfalda, benchè possano comparire delle crepe sotto sollecitazioni molto forti.

Rigidità dielettrica. — La rigidità dielettrica è veramente alta e la pellicola d'ossido resiste alle volte sino a 1000 volt prima di perforarsi.

Tale proprietà diminuisce con l'aumentare dell'umidità trattenuta dai pori. L'ossido ha anche proprietà rettificatrici le quali sono però attualmente poco sfruttate.

Potere assorbente. — La natura porosa dell'ossido lo rende suscettibile di assorbire facilmente una grande varietà di sostanze come grassi, sostanze chimiche e coloranti, lacche ecc. Tale proprietà varia con la struttura, e lo strato interno la possiede in grado minore.

L'ossidazione anodica è la migliore base per la pittura delle superfici in alluminio.

Coloritura. — L'ossido di alluminio reagendo con certe sostanze coloranti agisce da «mordente» e dà luogo a formazione di lacche. Questa proprietà come pure il potere assorbente permettono di ottenere le più varie colorazioni.

Resistenza al calore. — L'ossido resistente al calore molto bene. Non subisce danneggiamenti al di sotto di 800°C, ed è possibile fondere il metallo, trattenendo la massa fusa entro una pellicola di ossido.

Potere riflettente. — Il potere riflettente delle superfici ossidate è altissimo e superiore a quello del cromo per superfici preparate convenientemente. Spessori sottili d'ossido danno la riflessione speculare, mentre spessori più grandi, specialmente con superfici matte, riflettono molto bene luce diffusa.

Operazioni di finitura.

Le operazioni di finitura dopo l'estrazione dal bagno elettrolitico dipendono dalle applicazioni dell'ossido. Tali operazioni si succedono in questo ordine:
1) lavatura per allontanare le tracce di elettrolita;
2) coloritura quando richiesta;
3) fissaggio;
4) allontanamento dello strato non aderente, se presente.

Coloritura. — Esistono relativamente poche sostanze coloranti che reagiscono con Al_2O_3 come mordente ed alcune come i colori Solway ed Alizarina posseggono una buonissima resistenza alla luce. Il principio dell'assorbimento è usato con sostanze organiche e sali organici. La resistenza alla luce dipende dal colorante stesso, mentre la resistenza all'umidità dipende dalla natura dell'ossido, dai metodi di applicazione e dall'efficenza del susseguente trattamento di fissaggio.

Un procedimento molto interessante sfrutta l'assorbimento delle sostanze da parte dell'ossido, seguito da un trattamento con una seconda soluzione la quale determina un precipitato colorato nei pori della pellicola.

Molte colorazioni sono facili benchè spesso sia impossibile ottenere una costanza perfetta nella gradazione, e solo poche siano resistenti alla luce ed all'umidità. Essenziale è un rigido controllo delle condizioni di ossidazione, della composizione del colorante e della sua applicazione.

Spesso si usano lacche per proteggere le pellicole sottoposte alla colorazione. L'ossido ottenuto per via chimica può venire colorato se è di sufficente spessore. Frequentemente si ottengono su tali pellicole senza coloritura dei bellissimi effetti di iridescenza dovuti alla loro estrema sottigliezza.

Fissaggio. — Il fissaggio è ora universalmente applicato per aumentare la resistenza alle corrosioni; esistono due procedimenti. Il primo consiste nell'impregnare lo strato di ossido con agenti grassi come lanolina disciolta in spirito; il secondo nel trattare il pezzo a caldo con vapore ad alta pressione $4 \div 5{,}5$ kg/cm² per 40 min.) o con acqua bollente. Quest'ultimo procedimento migliora le caratteristiche meccaniche e di resistenza alla corrosione, ma diminuisce il potere assorbente.

L'impregnazione con grassi impedisce del tutto la coloritura.

Metodi di prova.

Non esiste una vera e propria specificazione definitiva per i metodi di prova sull'ossidazione anodica e si hanno molti apparecchi, ideati per particolari ricerche, i quali vengono impiegati indipendentemente.

La pellicola può essere separata dal metallo con opportuni reagenti (metodi Sutton e Wernick). Lo spessore può essere misurato con misure al microscopio su una sezione pulita, o con un micrometro per differenza tra misure prima e dopo l'asportazione della pellicola.

Nelle misure al microscopio è di grande aiuto la coloritura dell'ossido con metodi normalizzati.

La resistenza alla corrosione può venire stimata con le prove a spruzzo salino o con l'immersione in soluzioni saline, o nelle sostanze corrosive alle quali dovrà resistere nell'uso.

La durezza si potrà determinare incidendo con una punta di diamante mentre per la resistenza all' usura è necessario adoperare uno degli arbitrari metodi di abrasione (metodi Mauksch e Budiloff).

Le proprietà dielettriche vengono misurate esplorando la superfice con un adatto elettrodo e completando il circuito con un contatto ottenuto sul metallo base perforando l'ossido.

La resistenza al calore e il potere riflettente si ricavano con gli usuali metodi di laboratorio.

Per evitare spiacevoli insuccessi nelle applicazioni, sarebbe bene sottoporre gli oggetti ossidati ad una prova alle condizioni di esercizio.

Il metallo base.

Grandissima è l'importanza del metallo base e benchè le migliori ossidazioni si ottengano sull'alluminio puro, il trattamento viene applicato con buoni risultati anche su molte leghe.

Per avere un'ossidazione economica bisogna che il contenuto minimo di alluminio nella lega non sia inferiore al 99%. Il procedimento all'acido solforico è meglio impiegato se il contenuto di Al non è inferiore al 99%.

La struttura più favorevole è, nelle leghe, la soluzione solida, dato che metalli insolubili e i composti vengono attaccati durante il trattamento.

Normalmente il rame può essere presente sino al 2%; si può raggiungere il 5% quando il manganese ed il ferro non superano il 2%. Gli elementi meno nocivi sono il magnesio e lo zinco i quali possono essere presenti con percentuali superiori al 5%.

Il silicio è sempre dannoso, causando densità di corrente superiori al normale e formando una pellicola scura, con proporzioni molto forti di ossido non aderente, di silicio o di suoi composti. Il massimo contenuto di silicio non deve superare il 3-4%.

Il duralluminio e la lega «Y» possono venire trattati facilmente.

Le leghe per fonderia in generale sono poco adatte alla ossidazione anodica, contenendo eccessive quantità di sostanze inadatte a tale trattamento, inoltre tutte le imperfezioni superficiali, pori, leggere crepature ecc. vengono rese più visibili dall'ossidazione.

L'ossidazione anodica non modifica le proprietà fisiche del metallo base, pur proteggendolo dalle corrosioni.

Dopo un trattamento normale non si ha differenza nelle dimensioni e ciò permette di raggiungere la forma finale prima dell'ossidazione.

Applicazioni.

L'impiego delle superfici ossidate dipende dai seguenti elementi:

1) resistenza alla corrosione;
2) resistenza all'abrasione;
3) isolamento elettrico;
4) decorazione.

Si deve inoltre aggiungere la resistenza al calore accoppiata al forte potere emissivo (specialmente nelle colorazioni scure) che viene sfruttata nei radiatori di calore; il potere riflettente della luce, sfruttato nei riflettori, ed il potere di assorbimento di sostanze chimiche che trova applicazione specialmente nelle fotografie su lastre ossidate ed impregnate con opportune emulsioni.

1) *Resistenza alla corrosione.* — Per questa proprietà l'ossidazione trova innumerevoli applicazioni nelle costruzioni ferroviarie, navali, automobilistiche ed aeree, nella architettura, ecc.

2) *Resistenza all'abrasione.* — L'ossidazione dei pistoni a combustione interna si basa su questa qualità della pellicola di ossido come pure sulla resistenza alla corrosione, la quale viene aumentata dall'assorbimento degli oli lubrificanti, e sulla resistenza elettrica la quale previene gli attacchi elettro-chimici.

3) *Isolamento elettrico.* — Considerevoli quantità di alluminio vengono usate per conduttori isolati mediante la pellicola di ossido: è necessario però che tale ossido venga opportunamente impregnato ad evitare l'assorbimento di umidità che determinerebbe un peggioramento nelle qualità isolanti.

Recenti esperimenti hanno dimostrato che si possono avere considerevoli risparmi nel peso e nelle dimensioni dei motori e generatori usando alluminio ossidato al posto di rame isolato, potendosi inoltre raggiungere una maggiore sopraelevazione di temperatura.

4) *Decorazione.* — Sia per la decorazione interna che esterna si hanno numerossime applicazioni negli uffici, nelle case private ecc., come pure nei giocattoli, negli articoli personali, (portasigarette, oggetti di novità ecc.) negli articoli sportivi, nelle parti di biciclette, di automobili ecc.

L. Ben.

G. Fischer - **Procedimenti per l'esame degli strati « Eloxal » ottenuti per ossidazione anodica - « Aluminium » XIX, pp. 358-366 (1937).**

Il processo Eloxal serve a proteggere l'alluminio e sue leghe dall'attacco chimico e meccanico mediante uno strato d'ossido Al_2O_3 elettrolitico. I procedimenti per esaminare tale strato hanno dovuto essere inventati ex-novo, nè oggi ancora si può dire che essi siano soddisfacenti in fatto di precisione e semplicità.

Le esigenze del consumatore di solito vertono oltre che sulla resistenza chimica, anche sull'aspetto proprio dello strato (lucentezza, colorabilità), sul potere isolante elettrico, sulla porosità ecc.

Esame dello spessore dello strato d'ossido.

Tale esame può chiamarsi anche quello della quantità di Al_2O_3 per cm^2. Il metodo Eloxal può fornire degli strati assai più spessi che non lo strato naturale oppure quello ottenuto per via puramente chimica. Ma non conviene neanche scendere al di sotto di 10 micron di spessore, di solito ci si tiene sui 15-20, per quegli strati di durezza media ai quali si chiede anche resistenza all'usura. Strati più sottili consentono una sufficiente resistenza agli agenti atmosferici, specie nelle leghe esenti da Si e metalli pesanti.

I *metodi ottici* per la determinazione dello spessore sono più che altro adatti al laboratorio e consistono nella misura, mediante microscopio, dello spessore d'ossido su una sezione lucidata. Il campione va annegato in lega di Wood senza lasciare bolle d'aria. Il metodo comporta gravi perditempi ed è abbastanza impreciso per i piccoli spessori (di pochi micron): esso quindi non s'adatta alle necessità industriali.

La *corrosione*, risp. dissoluzione dell'ossido senza attacco sensibile del metallo, può costituire un metodo più pratico, inquantochè si può determinare mediante vite micrometrica lo spessore del lamierino-campione, prima e dopo la dissoluzione dell'ossido. Oppure si può sostituire la bilancia alla vite micrometrica, cioè pesare prima e dopo l'attacco il campione: così s'ottiene la quantità d'ossido in mg per cm^2. Dal peso si potrebbe risalire allo spessore conoscendo il peso specifico dell'ossido; ma questo peso potendosi determinare con difficoltà, il sistema non è consigliabile.

La « Aluminum Co. of America » ha elaborato un metodo per la dissoluzione dell'ossido mediante H_2SO_4 contenente sali d'antimonio; quando il metallo è a nudo, l'antimonio vi si deposita come strato nero che indica la fine dell'attacco dell'ossido. Inoltre l'antimonio ha anche un'azione inibitrice sulla dissoluzione dell'alluminio metallico, similmente ai ben noti « moderatori di decapaggio ». La perdita di metallo è quindi trascurabile e l'attacco dura solo 40-90 secondi. Bisogna però tenere presente che tale metodo è applicabile senz'altro solo agli strati di Eloxal che non abbiano subìto trattamenti ulteriori per chiudere i pori nell'ossido, oppure siano stati trattati con sostanze inorganiche, ad es. bicromato. Quegli strati trattati con paraffina, vernici ecc. vanno liberati dalla sostanza organica mediante solventi organici.

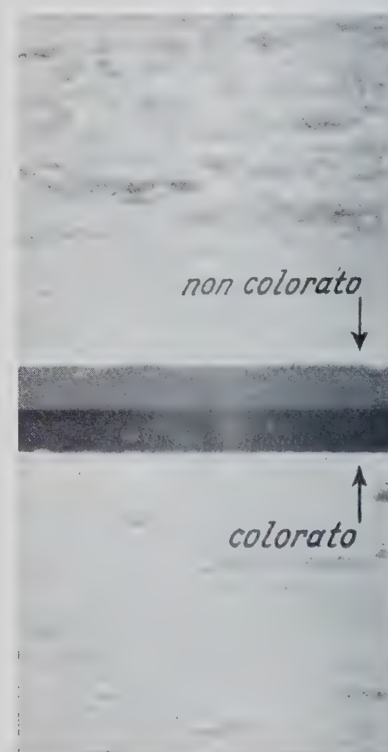


Fig. 1 - Micrografia della sezione lucidata d'uno strato Eloxal colorato ed altro non colorato.

Invece della corrosione chimica si può usare quella elettrochimica, ponendo il campione come catodo in un circuito elettrolitico. L'ossido si scioglie in parte nel liquido catodico, in parte viene staccato dallo sviluppo di H_2. Il metallo non è praticamente attaccato.

Un altro sistema consiste nello sciogliere il metallo lasciando intatto l'ossido. A tale uopo s'usa il mercurio. Il superstite stra-

to d'ossido si può misurare in sezione sotto il microscopio (col solito oculare micrometrico) oppure pesare. Se il mercurio fa difficoltà a bagnare il metallo si può trattare quest'ultimo con un po' di soluzione di $HgCl_2$ (sublimato). Anche il cloro gassoso è stato sperimentato a tale scopo dalla « Siemens-Halske », perchè fa volatilizzare l'Al come $AlCl_3$ lasciando intatto l'ossido. Però questo metodo non è dei più semplici, inoltre l'inevitabile riscaldamento del campione modifica la natura chimica dell'ossido.

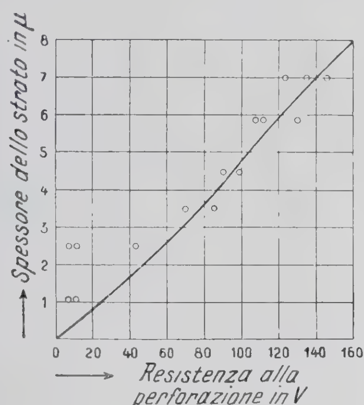


Fig. 2 - Resistenza alla perforazione elettrica degli strati Eloxal, in funzione del loro spessore.

La *stima dello spessore* mediante *procedimenti di coloritura* ha l'immenso vantaggio di non distruggere il campione. Quest'ultimo viene trattato con coloranti in condizioni prestabilite e costanti. L'intensità della colorazione si confronta con campioni colorati aventi spessore noto d'ossido. Però gli strati d'ossido prodotti su dei supporti differenti hanno costituzione differente, ad es. quelli su lega Al-Cu hanno porosità assai più grossolana che non quelli su alluminio puro: per cui non si possono confrontare campioni colorati se non sono fatti dello stesso metallo.

Per la colorazione si può usare ad es. il rosso d'alizarina; dopo l'esame il colore s'allontana con acido nitrico. Naturalmente si possono usare soltanto quegli strati che non siano stati trattati per chiudere i pori. L'acido non intacca lo strato d'ossido.

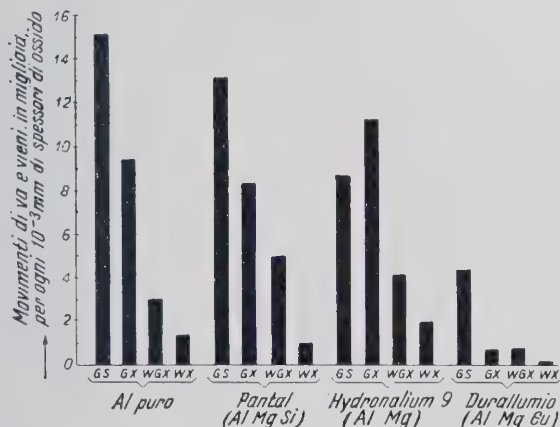


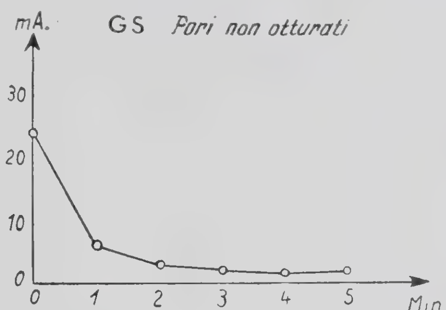
Fig. 3 - Valori della resistenza all'abrasione di vari strati Eloxal.

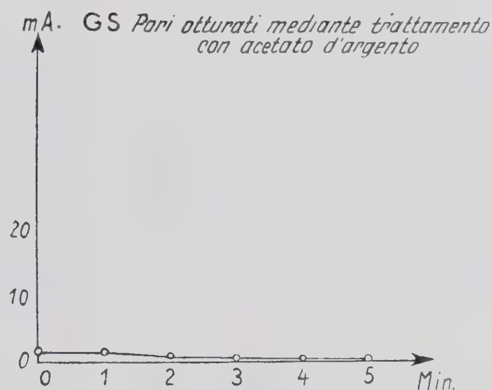
La colorazione gialla che si produce trattando gli strati d'ossido con bicromato, può servire anch'essa per giudicare dello spessore dello strato. A strati più sottili corrispondono gradazioni più chiare.

I *metodi elettrici consistono* per es. nella misura della resistenza che lo strato oppone ad essere perforato da una scarica. Però i risultati sono variabili anche qui (fig. 2) specie agli spessori minori, probabilmente a causa della porosità dello strato. Tale misura è applicabile solo agli strati non ulteriormente trattati. La stessa cosa si dica delle misure di capacità eseguite usando l'Al_2O_3 come dielettrico e delle misure di conducibilità dei fili, nel qual caso si aumenterebbe la resistenza ohmica per la diminuzione della sezione metallica in seguito all'ossidazione. La misura della resistenza è inapplicabile qualora, come nei bagni ad H_2SO_4, oltre all'ossidazione s'abbia anche dissoluzione del metallo.

MISURA DELLA DUREZZA E DELLA RESISTENZA ALL'ABRASIONE.

I soliti metodi per la misura della durezza, cioè Brinell, Rockwell, Vickers ecc. non sono applicabili agli strati Eloxal a causa della sottigliezza degli stessi. Tali metodi, e così pure quello Shore, danno in sostanza la durezza del metallo. Si può dire che gli strati Eloxal si comportano a tale proposito come i rivestimenti galvanostegici di pari spessore.





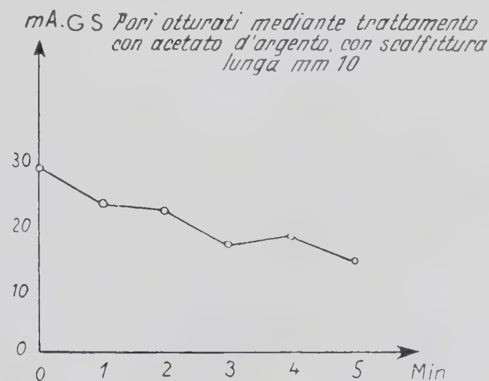


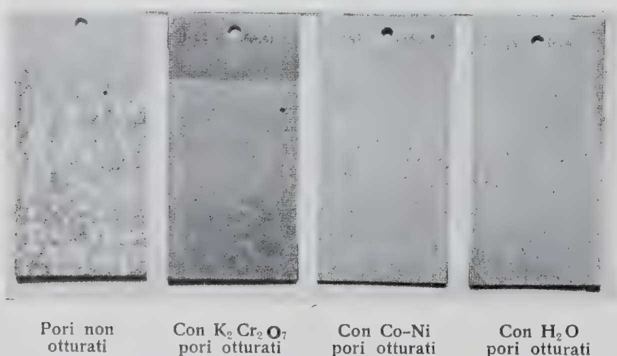
Fig. 4 - Metodo elettrolitico per la determinazione della porosità. Valori della corrente passante.

Il *metodo sclerometrico* di Martens misura com'è noto, la larghezza della traccia lasciata da una punta di diamante sotto ca-

rico prestabilito. Il metodo Martens sarebbe più adatto, però vi sono certe leghe che dànno strati d'ossido relativamente molli che pure lasciano un solco più stretto sotto il diamante, che non altri strati più duri in realtà. L'A. pensa che ciò possa dipendere dal fatto che la punta traccia solchi maggiori in uno strato a porosità più grossolana. Poi la durezza dello strato Eloxal varia abbastanza da punto a punto e anche in profondità, le zone più dure essendo quelle in immediata vicinanza del supporto metallico.

Lo Hache (*) ha proposto l'uso d'una punta conica in metallo duro, caricata progressivamente fino a perforazione dello strato d'ossido. La punta ed il campione fanno parte d'un circuito elettrico che ad avvenuta perforazione risulta chiuso e può azionare un segnale qualsiasi. Misura della durezza è quel carico che è giusto sufficiente a far perforare lo strato d'ossido. Però le ricerche condotte a tale uopo dalla ditta « Siemens-Halske » hanno sortito per risultato che anche qui si misura più che la durezza dell'ossido, quella del metallo. Inoltre i risultati dipendono anche dallo spessore dello strato. L'influenza del metallo che fa da supporto all'ossido è addirittura decisiva, potendosi avere delle vere e proprie inversioni di questo genere: la durezza secondo Hache rilevata su alluminio puro ossidato è di 11,2 kg, mentre su duralluminio ossidato anodicamente è di 27,6 kg (angolo punta: 75°) mentre si sa che gli strati Eloxal sono assai più duri sull'alluminio, per sè tenero, che non sul duralluminio. Pure l'A. ritiene che, confrontando solo valori ottenuti su identico supporto e facendo la media di più determinazioni fatte in parecchi punti del pezzo, si possa usare tale sistema con vantaggio come rapido e comodo metodo industriale.

La *resistenza all'abrasione* secondo Siemens-Halske è determinata con un procedimento da laboratorio; come principio si tratta d'una punta in lega dura ed avente un taglio speciale ottuso che viene poggiato con carico prestabilito contro la superficie di Eloxal che lentamente, con moto alternativo, viene sfregata sul taglio sino a consumo. Quando il metallo è a nudo, esso chiude un circuito colla punta che fa fermare automaticamente la macchina. I movimenti di va e vieni sono registrati automaticamente ed il loro numero serve come misura della resistenza all'abrasione. Confrontando le tabelle riportate dall'A., si vede che gli strati Eloxal si dispongono nello stesso ordine, sia quanto alla resistenza all'abrasione, come quanto a durezza Hache. Però sembra che l'influenza del metallo-supporto sia assai inferiore che non nel caso della durezza.



Pori non otturati — Con $K_2Cr_2O_7$ pori otturati — Con Co-Ni pori otturati — Con H_2O pori otturati

Fig. 5 - Differenze nella resistenza alla corrosione degli strati GS su duralluminio, rilevate secondo il metodo D. V. L.

POROSITA' E RESISTENZA ALLA CORROSIONE.

E' notorio che lo strato Eloxal è attraversato da un sistema di finissime capillari, attraverso le quali l'elettrolita arriva a contatto del metallo potendo così reagire con esso e far procedere lo strato d'ossido verso l'interno. Poichè uno strato Eloxal non trattato ulteriormente protegge in un modo assai incompleto dalle corrosioni, l'A. propugna la necessità di tale trattamento ulteriore per otturare i pori oppure per ossidare il metallo che si trova scoperto sul fondo dei pori stessi (trattamento al bicromato).

Qualitativamente si può distinguere molto bene uno strato a pori otturati da altro a pori aperti semplicemente mediante tintura. Se i pori sono chiusi, lo strato non assorbe il colorante, eccezion fatta per gli strati trattati al bicromato, nei quali i pori sono ancora vuoti, ma chiusi al fondo da pellicole d'ossido. Però in quest'ultimo caso la stessa colorazione gialla dello strato è un indice dell'avvenuto trattamento.

Non esiste ancora alcun procedimento scientificamente esatto per determinare la porosità d'uno strato di Eloxal. Però si può inserire il pezzo in un circuito elettrolitico come catodo, con anodo di grafite, in bagno di HNO_3. S'usa una corrente continua di circa 5 volta. La corrente che passa per la cella elettrolitica può servire come indizio del numero e della grandezza dei pori non otturati. Quanto più ampère/minuto passano per il catodo, tanto minore sarà in generale il valore protettivo dello strato. Le differenze fra strati a pori aperti ed a pori otturati possono essere notevoli, così da permettere di riconoscere se il trattamento fu eseguito a regola d'arte oppure no (fig. 4).

Anche qui i confronti vanno fatti solo fra strati prodotti su un supporto uguale: per di più il trattamento catodico modifica lo strato Eloxal, allargando i pori e perforando punti sottili. Gli strati otturati coll'ossidazione al bicromato, che sono sufficientemente resistenti nè sono suscettibili di corrosione sul fondo dei pori, possono appunto essere perforati dalla scarica elettrica nel detto fondo e dare perciò dei valori molto maggiori per la corrente passante.

Infatti la ditta « Siemens-Halske » fece eseguire prove parallele elettrolitiche e secondo il metodo D.V.L. (v. sotto). Nella prova elettrolitica si compresse un foglio di carta da filtro imbevuta di soluzione salina addizionata di sostanze indicatrici (fenolftaleina) fra una lamiera di Al scoperto usata come anodo ed il campione ossidato usato come catodo. Al passaggio della corrente si manifestano dei punti colorati in corrispondenza dei pori, il cui numero dipende dalla qualità e dai trattamenti subìti dallo strato Eloxal. A gran numero di pori corrispondevano grandi quantità di corrente passata. Pure confrontando tale prova con quella di corrosione D.V.L. si vide che strati che avevano presentato gran numero di pori non erano stati affatto attaccati. Si deve dedurre quindi che i pori s'erano formati durante l'esperimento.

Le prove di *corrosione prolungata* per immersione sia nel mare, sia in soluzioni di NaCl al 3% oppure per spruzzo, bagnasciuga ecc. durano anche dei mesi prima di dare dei risultati concreti; esse si possono abbinare colle prove di resistenza, ritagliando ad es. i provini piatti dalle lamiere ch'avevano servito per prove di corrosione.

E' assai più comodo determinare la quantità di idrogeno che si forma per immersione del campione in HCl 1,5-normale durante 60-150 minuti. Solo il metallo dovrebbe reagire, attraverso i pori; però in pratica s'è visto che anche lo strato d'ossido viene intaccato, perciò tale prova può avere solo carattere qualitativo.

Il *metodo D.V.L. di corrosione rapida,* come il precedente ha il vantaggio del breve tempo richiesto per l'esecuzione, tempo che tuttavia può arrivare anche a delle settimane per gli strati bene otturati. S'usa l'apparecchio agitatore D.V.L. che viene riempito d'una soluzione di NaCl al 3% + H_2O_2 allo 0,1%.

La fig. 5 mostra la grande differenza tra strati Eloxal ulteriormente trattati o non: uno strato GS su duralluminio, dai pori aperti, costituente il primo campione da sinistra, dopo *un solo* giorno è fortemente corroso, mentre gli altri tre campioni, trattati in vario modo, non lo sono affatto. S' usato il metodo D.V.L.

Concludendo l'A. esprime la certezza che un perfezionamento ulteriore in questo campo favorirà enormemente i progressi della protezione superficiale.

V. B.

(*) I lettori di « Alluminio » sono già stati informati a questo proposito, nel N° 2, a. 1937, pag. 80.

IV. - ANALISI CHIMICA E SPETTROSCOPICA

E. Lay e A. Keil - Esperienze fatte coll'analisi quantitativa spettrale nel controllo d'officina «Aluminium» XIX, pp. 749-752 (1937).

L'analisi spettrografica in questi ultimi tempi è stata introdotta in numerosi laboratori scientifici ed industriali, grazie al suo pregio maggiore, quello d'accomunare un'incomparabile sensibilità con un consumo di sostanza trascurabile, nonchè alla possibilità d'analisi in serie; il che si risolve in un enorme risparmio di tempo, materiale e lavoro. Ma gli AA. hanno voluto sperimentare se era possibile applicare la spettrografia anche al controllo corrente d'officina, e nella letteratura si trovano già parecchie pubblicazioni su ricerche del genere, compiute in officine che lavoravano ferro e piombo. Ciò che avrebbe evitato agli analisti di fabbrica il penoso lavoro delle analisi in serie per via chimica.

In un anno gli AA. compirono circa 12000 analisi di leghe leggere lavorate in una fonderia specializzata. Essi ricercarono e determinarono ogni volta parecchi costituenti di lega contemporaneamente (si parla di elementi chimici soltanto); loro cura era d'organizzare tutto l'andamento dell'analisi in modo da toglierle il carattere troppo scientifico per adattarla alle necessità industriali, confidandola a tecnici istruiti.

L'analisi spettrografica dei metalli si basa sulla fotografia degli spettri della luce emessa dai metalli stessi, quando sono evaporati in un arco voltaico o in una scintilla elettrica scoccante fra due elettrodi costituiti dal metallo in esame. La luce emessa viene separata nelle varie lunghezze d'onda che la compongono (tal quale il prisma scompone la luce solare bianca) mediante uno spettroscopio munito di camera fotografica (spettrografo) e fissata sulla lastra sensibile sotto forma di spettro a righe. Oggi s'usano spesso gli spettrografi ad ottica di quarzo che non assorbe le radiazioni ultraviolette, a differenza del vetro; anche gli AA. hanno usato un simile strumento; lo «spettrografo per chimici» della Casa Zeiss-Jena, perchè i vapori metallici emettono luce particolarmente ricca in radiazioni ultraviolette e su queste conviene basarsi. La posizione delle righe sulla lastra è, per la stessa costruzione dell'apparecchio, funzione della loro lunghezza d'onda; essa quindi permette di dedurre qualitativamente gli elementi presenti nei provini esaminati; ricercando ed individuando le righe caratteristiche per ciascun elemento; l'intensità (ossia maggiore o minore annerrimento) delle righe forma il criterio per la determinazione quantitativa.

Gli autori hanno usato per le loro analisi il metodo per confronto; hanno cioè fotografato sulla stessa lastra gli spettri delle leghe in esame e quelli di campioni a composizione nota, determinata per via diverse dalla spettrografia. La loro apparecchiatura comprendeva oltre al suddetto spettrografo, a lastre 13×18 cm, anche uno spinterometro Feussner che permette di realizzare la rigorosa costanza dell'intensità della scintilla, ed un fotometro per misurare l'intensità dell'annerimento delle righe. Per spostamento meccanico del telaio contenente la lastra sensibile, su questa si possono fotografare in tutto 39 spettri, di cui però i tre più vicini all'orlo sono da prendersi con riserva soltanto, per la determinazione quantitativa. Si misura poi col fotometro l'intensità dell'annerimento d'una riga caratteristica del metallo fondamentale e d'un'altra appartenente al metallo aggiunto in lega; il rapporto dei valori desunti dalla fotometria si porta in un sistema di coordinate a scala logaritmica.

Lo scopo principale di queste ricerche essendo quello già detto di sollevare il laboratorio chimico di fabbrica dal grosso fastidio delle analisi in serie, particolarmente difficili poi nel campo dell'alluminio, gli AA. si proposero per primo compito quello della determinazione in serie del Mg in leghe varie contenenti Mg fino al 1,5% al massimo. In seguito passarono alla determinazione del Mn e del Si, (parzialmente anche del Ti) all'1,5% pure, in uno stesso spettro. Invece esistendo attualmente dei rapidi metodi di determinazione chimica di Fe e Cu, si rinunziò per ora alla loro determinazione. Essi cercarono di determinare per questa via anche le impurità di Zn, ma senza successo soddisfacente, benchè ciò fosse desiderabile. Le condizioni di funzionamento del complesso spinterometro-spettrografo furono quelle stesse indicate dalla Casa costruttrice, e le righe utilizzate erano le seguenti (in unità Å):

Si 2516	confrontata	con	Al 2652
Mg 2852	»	»	Al 2652
Mn 2949	»	»	Al 3050
Ti 3361	»	»	Al 3050

Un'ulteriore possibilità di controllo era data dalla possibilità di valutare contemporaneamente 2 righe dell'Al.

Nei primi tempi s'ebbero degli inconvenienti quando s'analizzavano contemporaneamente leghe a carattere diverso, e ciò specialmente quando variava il tenore in Si. Una spiegazione che si suole addurre in simili casi è che avviene una specie di «distillazione frazionata» dei componenti della lega nella scintilla elettrica. Il rimedio più sicuro e che nel contempo non complicava troppo l'istruzione per l'analisi, era quello d'usare per ogni lega esaminata esclusivamente quei provini a titolo noto che corrispondessero ai provini in esame in tutti i componenti. Dato che l'officina produce un ristretto numero di leghe, ma su larga scala, ciò non presentava difficoltà. Così s'esaminarono le leghe «Heddur» Al-Cu-Mg, «Pantal» Al-Mg-Si e «Tordal» per tornio automatico. La fig. 1 riporta un esempio di spettrogrammi di tre leghe diverse, colle righe caratteristiche facilmente rammentabili e ritrovabili per ciascun elemento.

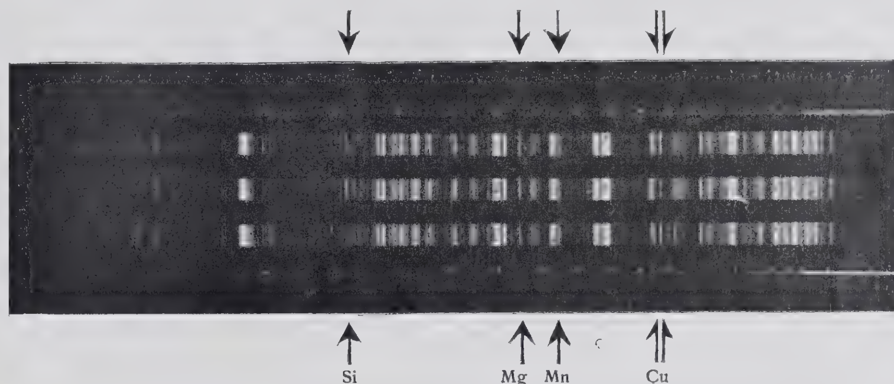


Fig. 1 - Spettri di 3 diverse leghe di alluminio.

I campioni da esaminare si prepararono della struttura più uniforme possibile, prelevandoli con cucchiai e gettandoli in conchigliette apposite. Dai tondini presto raffreddati si torniva la forma desiderata per gli elettrodi. E' possibile usare anche altre forme d'elettrodi, ad es. lamierini da mm 1, purchè la composizione ne sia perfettamente omogenea, specie in corrispondenza della zona battuta dalla scintilla.

Non si deve scendere al di sotto di 2 minuti nel tempo di posa, chè altrimenti aumentano le oscillazioni nei risultati.

Una questione importante è la precisione dell'analisi e la sua riproducibilità, la quale ultima è stata studiata esaurientemente dal Kaiser in «Metallwirtschaft», *16*, 1095, 1937, N° 43. Naturalmente i campioni si prepareranno e si omogeneizzeranno colla massima cura, per evitare errori derivanti dalla lega. Se si de-

sidera una precisione maggiore per la curva di taratura dello spettrografo (curva intensità righe/percentuale elementi presenti), occorre in base alla ripartizione statistica degli errori, usare un maggior numero di provini oppure ripetere più volte la fotografia degli stessi.

Gli errori indicati dalla stessa Casa Zeiss (in media 5% ed al massimo 10% sulla quantità totale di Mg presente in Al) non vengono oltrepassati a detta degli AA. I quali però si chiedono se è lecito introdurre nel quotidiano uso industriale un procedimento come questo, dove la determinazione quantitativa è necessariamente localizzata su di una ben piccola area, per ricavarne indizi sulla composizione della lega industriale; per cui essi hanno eseguito numerose ricerche in serie e sono arrivati alla conclusione che ciò è lecito. Da due tabelle annesse si ricava che anzi l'errore (rapporto fra il tenore vero e quello dato dagli spettrogrammi) è spesso sensibilmente inferiore al limite medio del 5%, almeno per le leghe lavorate meccanicamente. Per i getti invece si trovarono in singoli casi anche deviazioni del 15%, riferendoci al Mg, mentre i tenori di Mn e Si non erano alterati.



Fig. 2 - Spettro di una lega placcata (*sotto*); la stessa dopo asportazione dello strato placcato (*sopra*).

Ma ripetendo la fotografia dopo avere lavorato di nuovo la superficie del provino, i risultati divennero normali, per cui gli AA. attribuiscono tali deviazioni a pori esistenti nella superficie e trovati poi anche microscopicamente.

Ragione per cui nell'esame di campioni importanti non basta basarsi su una sola fotografia, ma occorre ripeterla; d'altronde il provino non è affatto distrutto dall'esame spettrografico, consumandosene solo tracce e si presta ad una nuova determinazione. Del resto nel caso accennato trattavasi non d'una singola analisi, bensì d'una serie di analisi di provini provenienti da una stessa carica, di cui si doveva fare la media.

I campioni di confronto si possono, se v'è ragione di dubitare della precisione ed attendibilità dell'analisi chimica, preparare qualche volta sinteticamente, ma colla massima cura. In tal caso la composizione della lega si deduce senz'altro dalle quantità di metalli pesate prima di fonderle assieme. Ma nel caso presente si trattava invece di riferirsi sempre all'analisi chimica, già praticata nell'officina, in previsione d'un passaggio graduale al metodo spettrografico. Si fecero a tale uopo alcune analisi chimiche particolarmente accurate, come base, e per un certo tempo si continuò ancora ad eseguire l'analisi chimica corrente parallelamente all'esame spettrografico. Per ogni lega si presero due-tre campioni, ciascuno fotografato 2 volte, e le percentuali dei componenti si scelsero in modo tale che per ciascun elemento ve ne fosse in quantità press'a poco uguale al limite di tolleranza. Occorreva inoltre che tutte le righe dei vari elementi cadessero, come annerimento, in un tratto ancora abbastanza ripido della curva d'annerimento della lastra fotografica.

I vantaggi del metodo spettrografico sono innegabili: primo fra tutti l'enorme risparmio di tempo. Col complesso d'apparecchi sopra accennato si facevano ogni giorno 40-50 campioni distribuiti su 2 lastre, fino ad un massimo di 90 campioni su tre lastre. Al solito vennero determinati tre elementi per ogni campione. La preparazione meccanica dei campioni incomincia di solito 1-2 ore prima dell'esposizione del primo spettrogramma, poi progredisce parallelamente a questi. Una lastra richiede, per completarsi, circa 1-2 ore d'esposizioni e circa 2 ore dopo l'ultimo spettrogramma i risultati sono pronti.

Una tabella interessante c'indica i tempi singoli:

Durata dell'esposizione per N° 20 provini d'officina	ore 1,30
Sviluppo, fissatura, essiccamento	ore 1,30
Fotometria di tre componenti della lega	ore 1,30
Tempo impiegato per analizzare un componente	min. 3,30

Perciò possiamo dire che dall'arrivo dell'ultimo campione fino alla conoscenza dei risultati passano 2 ore e mezza. Inoltre si può interrompere la serie d'analisi in corso togliere la lastra nel suo telaio, non ancora completa e fare qualche determinazione di controllo d'una carica su un'altra lastra in un altro telaio. Ognuno intende l'importanza d'un controllo continuo che permette di fare delle correzioni durante la colata. Tutto il lavoro di cui sopra, esclusa la preparazione meccanica, può essere compiuto da due persone in orario normale ed avanza ancora tempo a sufficienza per fare ricerche qualitative.

Queste ricerche qualitative permettono fra l'altro di studiare la composizione superficiale di dati oggetti, per es. placcati. In fig. 2 si distingue chiaramente una coppia di righe dovuta al rame contenuto nello strato di placcatura, e che scompare dopo avere tolto meccanicamente tale strato. Qui uno degli elettrodi era di Al purissimo, l'altro era costituito dal materiale placcato in esame.

V. B.

VI. - APPARECCHI SCIENTIFICI E DI MISURA. APPARECCHI INDUSTRIALI

F. Stanck - Pirometro a punte per la misura della temperatura di lavorazione dei metalli leggeri - «Der Betrieb» X, pp. 505-506 (1937).

Di notevole importanza è il controllo della temperatura nella lavorazione plastica dei metalli leggeri. Essendo l'intervallo di temperatura entro il quale viene eseguita la deformazione molto limitato è necessario di volta in volta non oltrepassare la minima e la massima temperatura ammissibile se si vogliono evitate nel materiale cricche e fenomeni di disintegrazione.

Non basta quindi controllare soltanto la temperatura del forno ma occorre anche e specialmente misurare la temperatura del blocco metallico.

Con l'uso dei forni continui la differenza fra la temperatura del forno e quella del pezzo è più o meno grande a seconda della velocità d'avanzamento. Più necessario è questo controllo allorchè si ha da fare con leghe di composizione diversa e di grandezza differente in quanto che i tempi di riscaldo e di trafila variano da un pezzo all'altro. Soltanto in condizioni identiche di materiale e di lavoro la temperatura del blocco sta in determinato e costante rapporto con quella del forno.

Per l'esatta misura della temperatura dei blocchi all'uscita dal forno e durante le operazioni di deformazione occorrono quindi degli apparecchi diversi dai consueti pirometri termoelettrici troppo lenti nella misura e non molto precisi o dai pirometri a radiazione non adatti allo scopo a motivo delle basse temperature in giuoco.

Nelle figg. 1-4 sono confrontati mediante diagrammi i ritardi d'indicazione e gli errori di misura per i vari tipi di pirometri. Dalla fig. 1, relativa alle misure eseguite con elementi normali saldati, si vede che a seconda della sezione del filo si verificano facilmente ritardi da 40 a 95 sec. ed errori di misura da 130° a 50°.

Nel grafico della fig. 2 le misure vennero fatte per intro-

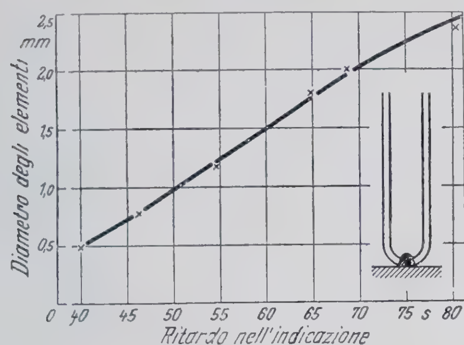


Fig. 1

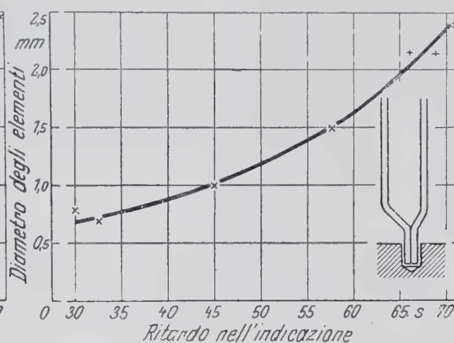


Fig. 2

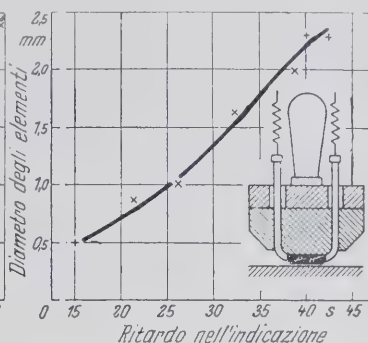


Fig. 3

duzione del giunto pirometrico in apposite cavità precedentemente preparate. Esistono però dei tipi nei quali le punte agiscono anche come perforanti; in questo caso i risultati sono leggermente migliori che nel primo, però l'ordine dei ritardi d'indicazione varia fra 30 e 80 sec. e gli errori di temperatura fra 12 e 35°. Fra gli altri inconvenienti sono da segnalare la rapida usura e la frequente rottura delle punte saldate.

Un altro metodo di misura è quello usante il cosidetto pirometro a superficie mostrato in fig. 3, munito d'un supporto di pressione alla base inferiore del quale è situata una placchetta

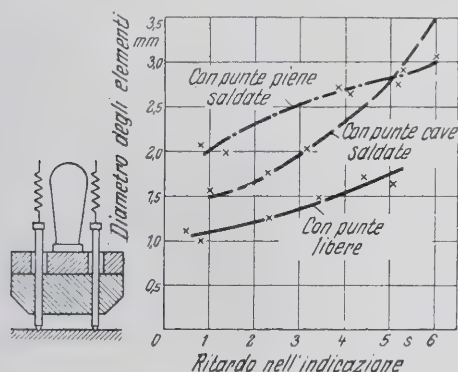


Fig. 4

di contatto che porta i fili della coppia termoelettrica. Il ritardo nell'indicazione di temperatura varia, in questo apparecchio da 15 a 40 sec. e l'errore di temperatura da 8 a 15°.

In seguito ad alcune interessanti esperienze, che stabilirono che l'effetto termoelettrico si verifica anche con due fili posti a distanza e uniti elettricamente con un corpo estraneo conduttore di corrente venne ideato il cosidetto pirometro a punte costruito dalla ditta Blanck di Berlino e mostrato in fig. 4. I due fili, rispettivamente di nichel e cromo-nichel, passano, ben isolati attraverso una placca di pressione provvista di impugnatura: le due punte estreme, possono in questa guisa venire conficcate leggermente nel blocco di cui si vuol misurare la temperatura.

In questo modo lo strato di ossido che facilmente potrebbe inficiare di errori la lettura, viene perforato e il blocco stesso stabilisce l'unione elettrica dei due fili.

La forza elettromotrice che si sviluppa è quasi istantanea e l'unico ritardo in giuoco è dovuto soltanto all'inerzia dell'apparecchio indicatore. Nei tipi più moderni la placca di guida venne alleggerita e aumentata la distanza, mediante l'allungamento delle punte, della superficie del pezzo da misurare da quella della placca. (Vedi fig. 5).



Fig. 5

Detti pirometri vengono anche forniti con l'armatura lunga come è visibile in fig. 6 e tutti indistintamente hanno il vantaggio di limitare il ritardo d'indicazione a valori compresi fra 0,75 e 6 sec. e gli errori di misura fra 2 e 5°.



Fig. 6

P. F.

VII. - TECNOLOGIA

a) Fonderia

R. Irmann - **Leghe di alluminio per getti** - « Metallwirtschaft» XV, pp. 984-989 (1936).

Se elenchiamo le leghe di alluminio contemplate nelle norme DIN 1713 (vedi tabella 1) seguendo un criterio cronologico, otteniamo il seguente specchietto:

GAl-Cu	prima della guerra
GAl-Zn-Cu	prima della guerra
GAl-Cu-Ni	1917
GAl-Si	1919
GAl-Si-Cu	1923
GAl-Mg-Mn	1925 (1)
GAl-Mg-Si	1927
Leghe R.R.	1928 (2)
GAl-Si-Mg	1930
GAl-Mg	1930 (1)

Confrontando il grafico della fig. 1 con lo specchietto precedente, si nota come prima della guerra queste leghe avevano un mediocre carico di rottura, che fu aumentato a spese dell'allungamento con la lega GAl-Cu-Ni temprata. Un aumento delle caratteristiche meccaniche e tecnologiche lo si ebbe solo coll'invenzione della classe GAl-Si, la cui lavorabilità (staccamento di trucioli) venne, alcuni anni dopo, ancor migliorata mediante la aggiunta di Cu, colle leghe del tipo GAl-Si-Cu.

Negli anni susseguenti vi è da segnalare una migliore resistenza alla corrosione dell'acqua di mare nelle leghe del tipo GAl-Mg-Mn, mentre invece le caratteristiche meccaniche segnano un regresso rispetto ai valori anteguerra. Il tipo di leghe GAl-Mg-Mn presenta resistenza alla corrosione abbinata a caratteristiche meccaniche, che con la tempera superano perfino quelle della classe GAl-Cu-Ni. Pochi anni più tardi seguono le leghe temprabili GAl-Si-Mg, alquanto meno resistenti alla corrosione delle leghe GAl-Mg-Si, che però presentano in fonderia tutti i vantaggi delle leghe eutettiche GAl-Si. Le leghe della classe GAl-Mg presentarono una ancor migliore resistenza alla corrosione e, con la tempera, anche migliori caratteristiche meccaniche, risultando però non facilmente trattabili in fonderia.

Qualora la scelta di una determinata lega per getti non sia subordinata a criteri economici, in considerazione del maggior prezzo del metallo o del maggior costo di lavorazione, dovuto alla necessità di speciali accorgimenti di fonderia, il cliente sarà talvolta imbarazzato nella scelta, dato il gran numero di leghe a sua disposizione.

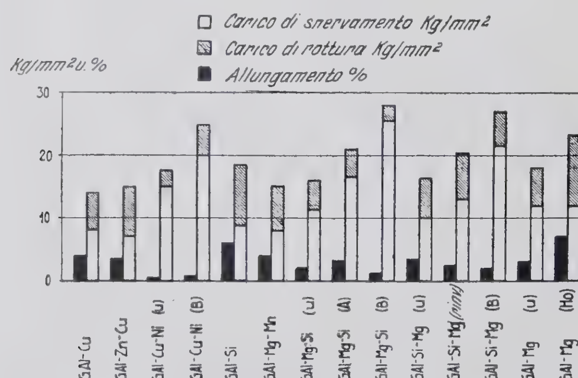


Fig. 1 - Sviluppo delle leghe di alluminio, in base ai valori medi del carico di snervamento, di rottura e dell'allungamento in getti in sabbia.
U: non temprato
A: tempera incompleta
B: » completa
angel.: rinvenimento
Ho: omogeneizzazione.

Nelle considerazioni che seguono, facendo astrazione dalle difficoltà di esecuzione dei getti che possono manifestarsi scegliendo una lega inadatta, i seguenti punti di riferimento sono di importanza decisiva, tanto per il costruttore che per il cliente.

1 - Resistenza:
- Statica.
  - Comportamento elastico: limite di snervamento $E_{0,2}$.
  - Comportamento plastico: resilienza, allungamento.
- Dinamica.

2 - Lavorabilità:
- Lavorabilità di staccamento di trucioli.
- Levigabilità.

3 - Protezione della superfice.
4 - Resistenza alla corrosione.
5 - Resistenza alla usura.
6 - Resistenza a caldo.
7 - Conducibilità elettrica.

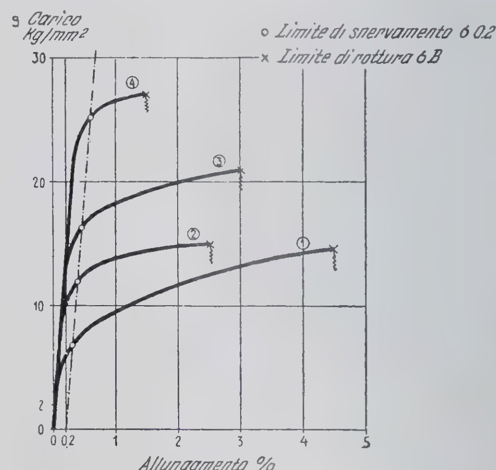


Fig. 2 - Diagramma tensione-allungamento per le seguenti leghe di alluminio (getti in sabbia):
1 - GAl-Mg-Mn.
2 - GAl-Mg-Si, non indurita.
3 - id. id. indurita incompletamente.
4 - id. id. indurita completamente.

1 - Resistenza.

La resistenza e la durata di un pezzo dipendono dal suo comportamento elastico, caratterizzato normalmente dal limite di snervamento $E_{0,2}$. Quando questo limite è molto distante dal limite di rottura, il che è ad esempio il caso nelle leghe GAl-Zn-Cu e GAl-Mg-Mn, il pezzo può deformarsi plasticamente oltre il limite di snervamento prima di raggiungere il limite di rottura. Per leghe temprate a fondo come ad esempio le GAl-Mg-Si o GAl-Si-Mg, il carico di snervamento e quello di rottura sono vicinissimi. Se dunque in un pezzo vi è la possibilità di sovraccarichi non sempre calcolabili a priori, sarà opportuno dare la preferenza ad una lega che possa sopportare carichi aggiuntivi sufficienti, oltrepassanti il carico di snervamento. Una tale lega possiede perciò un alto limite di viscosità. Dall'esame della fig. 2 appare chiaramente il diverso comportamento delle leghe GAl-

Mg-Mn e GAl-Mg sotto carico. L'entità delle differenze della deformabilità plastica risulta assai chiaramente esprimendo la sollecitazione al limite di snervamento in % della sollecitazione al limite di rottura.

GAl-Mg-Mn	48%
GAl-Mg-Si non temprato	80%
GAl-Mg-Si incompletamente temprato	79%
GAl-Mg-Si completamente temprato	92%

La resilienza costituisce un'importante prova per la plasticità di un materiale. Lo specchietto seguente indica i valori di resilienza per provini di getti in sabbia (10×20×160 mm).

Materiale	a_K kgm/cm²
GAl-Cu	0,35
GAl-Zn-Cu	0,40
GAl-Cu-Ni completamente temprato	0,20
GAl-Si	0,80
GAl-Mg-Si non temprato	0,25
» » » incompletamente temprato	0,45
» » » completamente temprato	0,20
GAl-Mg-Mn	0,60

Per l'espressione della sollecitazione dinamica si indica generalmente la « resistenza a fatica », che indica la sollecitazione a flessione alternata in kg/mm² alla quale un materiale resiste ad un numero qualsiasi di alternazioni di carico, senza che si abbia a produrre rottura. Per le leghe di alluminio per getti la resistenza a fatica viene generalmente riferita a 10 milioni di alternazioni di carico, ed espressa in questo caso con $\sigma_{wb\,10}$ in kg/mm².

Anche per 20 milioni di alternazioni di carico la resistenza a fatica è quasi la medesima come per 10 milioni. La resistenza a fatica può essere aumentata mediante trattamento termico. E' però difficile stabilire delle correlazioni fra la resistenza alla fatica (sollecitazione prolungata a flessione alternata) ed il comportamento rispetto ad altre sollecitazioni prolungate, ad esempio all'urto prolungato. Infatti per il collaudo delle scatole per assi ferroviari, che sono esposte a leggeri urti ripetuti, è prescritta una prova d'urto di 150 kgm che le schiaccia, senza però produrre fessure. Se dette scatole le fabbrichiamo in lega Al-Mg-Mn osserviamo che per la grande plasticità del materiale esse verrebbero schiacciate anche da sollecitazioni d'urto assai minori. Impiegando una lega GAl-Mg-Si, completamente temprata, otterremo la rottura della scatola per la gran fragilità del materiale, mentre invece nelle sollecitazioni d'urto deboli, ma frequentissime, quali si producono in realtà durante l'esercizio, il suo comportamento è molto più favorevole.

Denominando « A » le leghe GAl-Mg-Mn, e « B » le leghe di GAl-Mg-Si completamente temprate, e segnando la sollecitazione all'urto in kgcm/cm² sull' ordinata, ed il numero di colpi fino a rottura sull' ascissa, risulta che per un colpo (prova di resilienza) la lega A si comporta meglio della lega B, mentre per un gran numero di colpi il lavoro d'urto per A è minore che per B.

Nella pratica si sceglie una via di mezzo, scegliendo la lega Al-Mg-Si incompletamente temprata.

2 - Lavorabilita'.

La lavorabilità delle leghe di alluminio per getti con macchine utensili ha una certa importanza per la rifinitura e ripassatura con lima. La lega quanto più è tenere e viscosa, tanto più questi utensili sporcheranno con alluminio, perdendo il taglio. Se invece la lega è assai dura e fragile, l'utensile perderà il taglio solo in seguito ad usura normale. Nel caso di leghe di alluminio tenere, è dunque particolarmente importante l'uso di seghe a nastro con grande distanza fra dente e dente e di lime con dentatura che lasci cadere bene il truciolo.

Sulla lavorabilità al tornio può dirsi che con i tornii in uso per l'alluminio, con giusto numero di giri, profondità di truciolo e avanzamento, si possono ottenere superfici ben levigate

Tipo	Sigla	Composiz. approssim. in %	Stato	Limite elastico kg/mm²	Resist. alla trazione kg/mm²	Allungamento %	Durezza Brinell kg/mm²	Nome della lega
1	GAl-Cu	8 Cu	S	7-10	12-16	1,5-4	50-65	Lega americana
			K	8-13	15-20	2-5	60-70	
	GAl-Cu-Si-Mg	4 Cu	SU	10-13	15-18	1-2,5	55-65	Alufont II
		2 Si	SA	18-22	24-28	1,5-3,0	85-95	
		0,2 Mg	SB	26-30	30-34	0,8-1,5	95-104	
			KU	12-15	18-22	1-2	65-75	
			KA	22-26	25-30	1-2	90-100	
			KB	28-32	31-36	0,8-1,5	100-110	
2	GAl-Zn-Cu	11 Zn	S	6,5-7,5	12-18	2-5	60-70	Lega tedesca
		2 Cu	K	8-10	12-20	1-2	65-75	
3	GAl-Cu-Ni	4 Cu	SU	13-17	16-19	0,3-0,6	85-95	Lega Y
			SB	18-22	23-27	0,3-0,8	90-100	
			K	15-18	21-25	0,3-1	95-105	
			KB	20-23	24-30	0,5-1,5	95-105	
4	GAl-Si	13 Si	S	8,5-9	17-20	4-8	55-60	Silumin
			K	12-13	23-25	3-5	70-75	
5	GAl-Si-Cu	0,8 Cu	S	9-10	17-20	2-4	55-60	Silumin di rame
		13 Si	K	13-14	23-25	2-3	75-85	
		0,3 Mn	(rinvenuto)					
6	GAl-Si-Mg	13 Si	S	11-15	19-22	1-4	65-75	Silumin gamma
		0,5 Mn	S	18-25	25-28	0,4-4	80-100	
		0,3 Mg	(bonificato)					
			K	15-22	25-28	1-3	80-95	
			(rinvenuto)					
			K	20-28	26-32	0,5-1,5	85-110	
			(bonificato)					
7	GAl-Mg	7 Mg	S	10-13	17-19	2-4	60-70	Peraluman 7
		0,3 Mn	K	11-14	22-26	4-8	65-75	
8	GAl-Mg-Si	2-5 Si	SU	10-13	14-18	1-3	60-70	Anticorodal
		0,7 Mg	SA	15-18	17-25	2-4	70-80	
		0,7 Mn	SB	22-29	23-30	0,8-1,5	85-100	
			KU	12-16	15-20	1-5	60-80	
			KA	16-19	20-27	2-5	70-90	
			KB	24-29	25-30	1-2	90-105	
9	GAl-Mg-Mn	1,5 Mn	K	8-10	15-19	3-8	50-60	Peraluman 2
		2 Mg	S	6-8	14-18	3-8	40-50	

S = getto in sabbia; K = getto in conchiglia; U = non temprato;
A = temprato incompletamente; B = temprato completamente.

anche con le leghe tenere GAl-Si e GAl-Mg-Mn. In fatto di superfici le leghe GAl-Si-Cu e GAl-Mg, e specialmente le leghe temprate delle categorie GAI-Si-Mg e GAI-Mg-Si, hanno un comportamento migliore. L'uso di utensili in metallo duro, con angoli di taglio ottusi, consente oggidì l'ottenimento di superfici ben pulite unitamente a trucioli corti anche con le normali leghe di alluminio per getti.

Dato il largo uso che si fa per pezzi esterni, la levigatura preceduta da smerigliatura è oltremodo importante, e valgono a proposito i medesimi punti di vista già esposti, che cioè le leghe più dure sono le meglio levigabili.

3 - Protezione della superfice.

Si proteggono mediante ossidazione le superfici esposte ad agenti atmosferici, polvere, ecc. A tal proposito si sono introdotte in Germania leghe del tipo GAl-Zn-Mg; in Italia e in Isvizzera si usano di preferenza leghe di Al-Mg-Si temprate.

4 - Resistenza alla corrosione.

E' stato già accennato che le leghe tipo GAl-Cu GAl-Cu-Ni e GAl-Zn-Cu sono meno resistenti alla corrosione, e che anzi, rispetto all'acqua di mare, sono addirittura da scartare. Buonissima resistenza all'acqua di mare presentano invece le leghe GAl-Si, GAl-Si-Mg, GAl-Mg-Si, e specialmente GAl-Mg-Mn e GAl-Mg, le quali ultime presentano però minor resistenza agli acidi diluiti. La GAlMg è assai resistente agli alcali. Ne risulta, che a seconda del mezzo corrodente la resistenza alla corrosione può essere diversa. In via generale può dirsi che le leghe di alluminio contenenti Cu e Zn sono in tutti i casi assai poco resistenti alla corrosione.

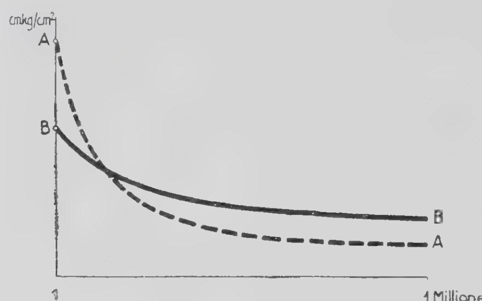


Fig. 3

Diagramma della sollecitazione all'urto delle leghe A = GAl-Mg-Mn e B = GAl-Mg-Si.

5 - Resistenza all'usura.

Non esistono differenze essenziali fra i diversi tipi di leghe in fatto di resistenza all'usura, solo le leghe temprabili sono al riguardo alquanto migliori. Leghe per stantuffi in Al-Si ipereutettiche ed altre con contenuto di Mg_2Si raggiungono valori di usura assai elevati, ma queste leghe non entrano in considerazione per getti in forme data la loro fragilità elevata.

L'usura delle leghe dipende essenzialmente dallo strapazzo cui sono sottoposte. La vecchia regola che parti metalliche dello stesso tipo a contatto una coll'altra sono soggette a forte usura, si conferma anche nel caso delle leghe di alluminio. Senza lubrificazione si ha una migliore resistenza per le leghe di alluminio a contatto del ferro. Lubrificando si possono mettere a contatto leghe temprate di Al. In ogni caso bisogna tenere basso il valore della pressione.

6 - Resistenza a caldo.

Si può dire, in generale, che le leghe non temprabili come GAl-Zn-Cu, GAl-Si, GAl-Si-Cu, GAl-Mg-Mn e GAl-Mg non subiscono sensibili alterazioni della loro resistenza a seguito di un riscaldamento prolungato. Le leghe temprate perdono gradualmente l'effetto della tempera, a seconda della temperatura e durata del riscaldamento.

7 - Conducibilita'.

Nella seguente tabella sono indicate a scopo di confronto anche le conducibilità di alcuni metalli e bronzi.

Materiale	Conducibilità elettrica a 20° $\frac{m}{mm^2}\,\Omega$
GAl-Cu	ca. 17-19
GAl-Zn-Cu	» 17-19
GAl-Cu-Ni	» 17-19
GAl-Si	» 20
GAl-Si-Cu	» 20
GAl-Si-Mg	» 20
GAl-Mg	» 16-20
GAl-Mg-Si	» 21
GAl-Mg-Mn	» 20
Cu puro	» 56
Al »	» 32
Mg »	» 23
Zn »	» 16
Fe »	» 10
Bronzi Cu-Sn (5-10% Sn)	» 20-5
Bronzi per condutture	» 48-18
Ottone per getti	» 10

Secondo questa tabella solo l'alluminio puro risponderebbe a requisiti di elevata conducibilità per quanto le leghe di Al sono in parte molto migliori che ed es. il bronzo di stagno.

Volendo valutare i singoli tipi di leghe di alluminio secondo i punti di vista esposti, lo si può fare come in fig. 3. Bisogna inoltre tener presente nella scelta di una lega l'idoneità a lavori di fonderia e gli spessori del getto.

Infine la tabella unita, compilata in base alle Norme DIN 1713, completa il quadro generale che si è voluto tracciare sulle leghe di alluminio per getti e dei criteri che ne guidano la scelta.

I valori indicati nelle tabelle sono stati determinati su provini speciali di 100 mm² di sezione, con pellicola di fusione.

P. R.

Prof. UMBERTO FERRARI, Direttore Responsabile — Arti Grafiche Stefano Pinelli - Via Bordoni, 2 - Milano

N. 6

NOVEMBRE - DICEMBRE

1938

ALLUMINIO

IVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI
EGGERI DELLA ASSOCIAZIONE FRA
LI INDUSTRIALI METALLURGICI

Anno VII - N. 6 1548 Novembre-Dicembre 1938-XVII

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA ASSOCIAZIONE FRA GLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

Redazione, Amministrazione e Pubblicità:
Via Cappellari N. 2 - MILANO - Telefono N. 84-569

Un Numero separato . . Italia L. 10 - Estero L. 15
Abbonamento . . . . . „ „ 50 - „ „ 80
Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. 100 — Estero L. 170



SOMMARIO

Le Memorie pubblicate nella Rivista vengono compensate.

C. PANSERI

Effetto del tenore di silicio sulle caratteristiche metallografiche e di maturazione delle leghe Al-Cu-Ni-Mg (Lega Y)

(Memoria presentata al X Congresso Internazionale di Chimica)

L'importanza pratica che è venuta assumendo la Lega Y specialmente nel campo aeronautico, ha consigliato uno studio accurato della influenza che il tenore di Si esercita sulle caratteristiche metallografiche e sulle caratteristiche di maturazione di questo materiale.

Lo studio ha anche lo scopo di verificare se i limiti imposti nel tenore di Si dalle varie norme e unificazioni estere relative alla lega Y, hanno una reale ragione di esistere.

Si sono prese in esame cinque leghe, nelle quali i tenori di Si crescono regolarmente da 0,10 a 2%.

Sono state eseguite le micrografie a vari ingrandimenti sia delle leghe semplicemente gettate in conchiglia normale del diametro di 20 mm, sia delle leghe stesse, portate al liquido, alla temperatura di 720°, in crogiuolo di grafite e portate fino alla temperatura normale secondo una legge di raffreddamento estremamente lenta, in modo da favorire la segregazione dei vari costituenti e la loro coagulazione in elementi di dimensioni più adatte ad un accurato esame metallografico.

Si è inoltre verificato il limite di fusione inferiore (solidus) *dei vari tipi di lega mediante il metodo micrografico, e si sono determinate, per ogni lega e per la temperatura di tempra ritenuta più adatta in base alle precedenti prove, le curve di maturazione* (invecchiamento) *alla temperatura normale, e alle temperature di 100°, 200° e 225°.*

Si è giunti alla conclusione che il limite massimo di Si può essere situato verso il 0,6% e che, questo tenore aumentando, debbono variare di conseguenza le modalità di trattamento termico.

Si è anche verificato sperimentalmente come la durezza della lega Y, opportunamente trattata, possa giungere ad oltre 140 Brinell.

Class. Dec.: 669.715.45.3.24.721.782: 621.785: 539.24

I° - Generalita'.

La lega « Y », sviluppata in Inghilterra durante la Grande Guerra per la fabbricazione dei particolari soggetti a temperature elevate dei motori aeronautici, è tutt'ora largamente impiegata, da noi e all'Estero, per gli stessi scopi. La sua composizione teorica e le tolleranze previste dai diversi capitolati e norme esistenti sono le seguenti:

comp. teorica		*comp. normale*	
Cu	4 %	Cu	3,5 - 4,5%
Ni	2 %	Ni	1,2 - 1,7%
Mg	1,5%	Mg	1,8 - 2,3%
	—	Fe max	0,8%
	—	Si max	0,7%
Al	92,5%	Al resto	

Varie norme sono particolarmente restrittive per quanto si riferisce al tenore di Si; l'U. S. Army Ordn. Dept. 52-72-1, ad esempio, ammette al massimo 0,5% Si.

Scopo della nostra ricerca è quello di esaminare l'influenza del Si sulle caratteristiche metallografiche e di trattamento della lega Y e di constatare se, sotto questi aspetti, la limitazione del Si entro termini così ristretti come quelli prima considerati, risponda ad un criterio razionale e ad una necessità effettiva. Conviene aggiungere come vari pratici reputino utile un aumento del Si nella lega Y, in quanto il Si è ritenuto elemento atto a migliorare la colabilità delle leghe di alluminio e, in generale, a ridurne la fragilità di solidificazione.

II° - Ricerche precedenti.

Per quanto la questione appaia di notevole interesse, non è a nostra conoscenza alcun precedente lavoro sperimentale. Alcuni cenni sommarî si rintracciano tuttavia nella letteratura; Rosenhain, Archbutt e Hanson (1), ad esempio, fissano in 0,35% il limite massimo del tenore di Si nella lega Y. Circa l'importanza annessa dai vari sperimentatori al composto Mg_2Si nella lega Y,

(1) *Eleventh Report to the Alloys Research Committee on some Alloys of Aluminium* - Inst. Mech. Eng. (1921), pag. 121.

ricordiamo che Bingham (2) fa principalmente dipendere da Mg_2Si l'indurimento per maturazione, quello dovuto al $CuAl_2$ essendo da questo autore ritenuto pressochè trascurabile.

Gayler (3) attribuisce al composto Mg_2Si l'indurimento a temperatura normale della lega Y, ed al composto $CuAl_2$, o più probabilmente ad un composto ternario Al-Cu-Ni, l'indurimento che si verifica a temperature superiori (100°-200°).

Lyon (4) attribuisce invece al composto Mg_2Si una importanza minore, rispetto al composto $NiAl_3$. Secondo questo autore il Mg dovrebbe esercitare una sensibile azione sulla solubilità solida di $NiAl_3$, che per tale ragione verrebbe ad assumere una posizione di preminenza fra i costituenti attivi della lega Y.

Citiamo infine alcuni recenti studi di Petrov (5) secondo i quali l'importanza del composto Mg_2Si nelle leghe Cu-Mg-Si, per quanto concerne la loro maturazione a temperatura normale, verrebbe ad essere notevolmente diminuita. Il composto Mg_2Si, oppure un composto Al-Cu-Mg-Si, eserciterebbe per contro una azione sensibile sulla maturazione a temperature superiori.

III° - Materiali e metodi sperimentali adottati nella presente ricerca.

Dato lo scopo della nostra ricerca, per la preparazione delle leghe venne impiegato alluminio commerciale, titolo 99,5%. Le leghe vennero preparate secondo la tecnica più indicata e colate in una conchiglia di ghisa, in cilindri del diametro di 20 mm, lunghi 250 mm. L'analisi di controllo venne condotta su ogni cilindretto; i risultati appaiono alla tabella 1. L'unica impurità è data dal ferro.

Nella tabella 1 appare, inoltre, il quantitativo di Mg_2Si, calcolato nella ipotesi semplificativa che il silicio concorresse in primo luogo a formare Mg_2Si. Secondo questa ipotesi le leghe 1 e 2 conterrebbero, oltre a Mg_2Si, del magnesio *libero;* le leghe 3, 4 e 5 conterrebbero invece del silicio *libero*.

Naturalmente, « *libero* » significa qui solamente « *non combinato in* Mg_2Si ».

Teoricamente il limite fra le leghe a Mg *libero* e quelle a Si *libero* è posto — 1,5% Mg essendo costante — a 0,858% Si. Una lega con 1,5% Mg e 0,858% Si dovrebbe contenere 2,358% Mg_2Si.

IV° - Esame metallografico.

Per lo studio metallografico delle varie leghe vennero utilizzate delle sezioni rette, trasversali, dei provini cilindrici sopra ricordati. In taluni altri casi venne impiegata la sezione longitudinale di un blocchetto lentamente solidificato. Varie considerazioni consigliarono infatti a non limitare lo studio metallografico ai getti in conchiglia; in primo luogo il rapido raffreddamento rende troppo minuti, e quindi poco riconoscibili, i vari componenti; in secondo luogo, la velocità di raffreddamento influisce notevolmente sulle condizioni di equilibrio della lega Y (6); molto probabilmente ciò è dovuto al meccanismo di formazione del complesso ternario Al-Cu-Ni (7), che è originato dalla reazione di $NiAl_3$ (solido) con il rimanente liquido, a 585°.

Questo complesso ternario — sia esso un vero composto di formula Al_7Cu_2Ni come taluno ritiene (8), oppure una soluzione solida — appare capace di discioglieре un certo quantitativo di $NiAl_3$ e di $CuAl_2$ ma, probabilmente, in modo variabile con la velocità di raffreddamento.

Poichè le condizioni di equilibrio vengono tanto più facilmente raggiunte quanto più lenta e regolare è la solidificazione, un campione di ogni lega venne rifuso a 720° in un crogiolo di grafite, lasciandolo raffreddare in 24 ore, con arresti di varie ore nell'intervallo di solidificazione.

Dal punto di vista metallografico la lega « Y » rappresenta uno dei materiali più complessi e di meno age-

Tabella 1.

Composizione delle leghe impiegate.

Lega N°	Composizione calcolata %					Composizione determinata per analisi %						Mg_2Si teorico (calcolato) %	Eccesso Mg %	Eccesso Si %
	Cu	Ni	Mg	Si	Al	Cu	Ni	Mg	Si	Fe	Al (p. d.)			
1	4	2	1.5	0.15	92.35	4.27	1.95	1.50	0.14	0.19	91.95	0.39	1.25	—
2	4	2	1.5	0.50	92.00	4.20	2.00	1.49	0.56	0.20	91.55	1.49	0.56	—
3	4	2	1.5	1.00	91.50	4.12	1.94	1.50	1.00	0.20	91.24	2.36	—	0.142
4	4	2	1.5	1.50	90.00	4.20	2.07	1.50	1.56	0.19	90.479	2.36	—	0.601
5	4	2	1.5	2.00	89.50	4.20	2.05	1.40	1.92	0.25	90.18	2.20	—	1.119

(2) K. Bingham: *The Constitution and Age-Hardening of some Ternary and Quaternary Alloys* - J. Inst. of Metals, XXXVI, pag. 137 (1926).

(3) cfr. discussione del lavoro di K. Bingham - J. Inst. of Metals, XXXVI, pag. 154 (1926).

(4) A. J. Lyon: *Aluminium Alloys for Aircraft-Engine Piston and Cylinder Heads.* - Aeronautical Engineering, II, pag. 257, (1930).

(5) *On the Problem of the Age-Hardening of Duraluminium* - J. Inst. of Metals LXII,(1938) - (Advance copy).

(6) cfr. Lyon, loco. cit.

(7) Il così detto composto « T » di Bingham e Haughton; cfr. *The Constitution of some Alloys of Aluminium with Copper and Nickel* - J. Inst. of. Metals, XXIX, pag. 71, (1923).

(8) cfr. W. Fuss: *Metallographie des Aluminiums und seiner Legierungen* - Berlin, 1934, pag. 135 e segg.

Si 1,92

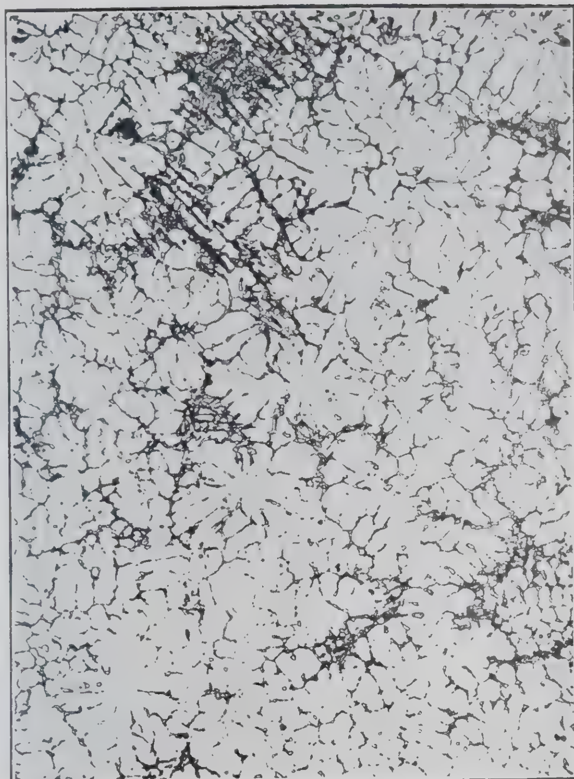


Fig. 5 - Lega 5, greggia di getto in conchiglia. Attacco: 0 5% HF per 15". Ingr.: × 100.

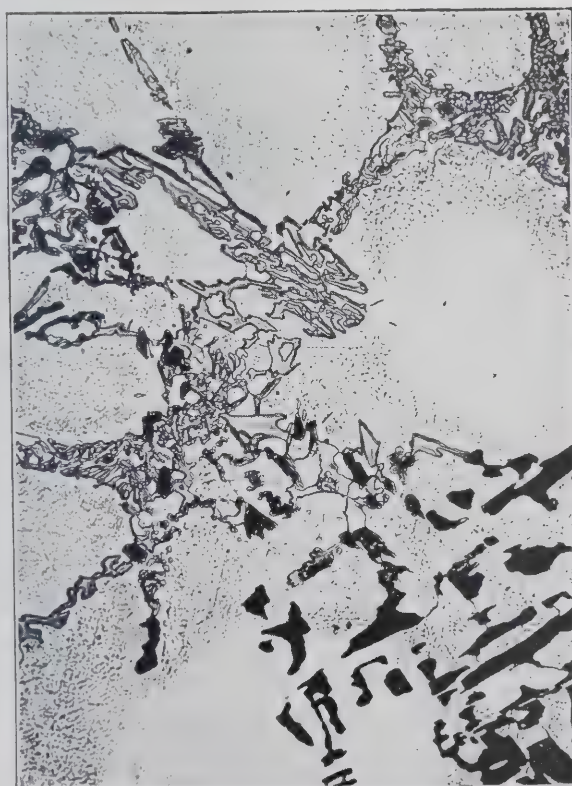


Fig. 10 - Lega 5, raffreddata lentamente da 720°. Attacco: 0,5% HF per 10". Ingr.: × 100.

Si 0,14



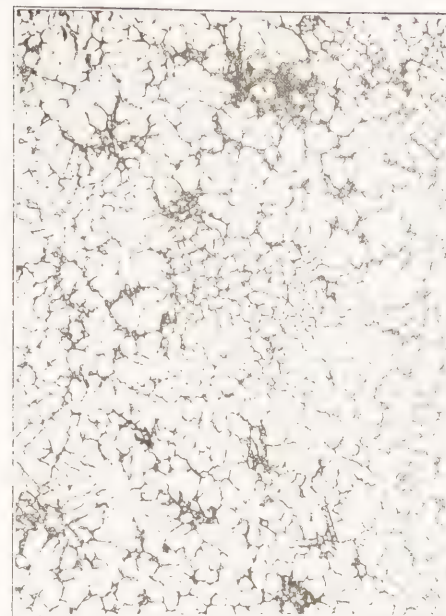
[illegible]

Si 0,56



[illegible] Lega 2 [illegible] getto [illegible] Attacco: 0,5% HF [illegible] Ingr. [illegible] 00

Si 1,00



[illegible] onchiglia. Attacco: 0,5% [illegible] Ingr. [illegible] 100

Si 1,56



[illegible] di getto [illegible] Ingr. [illegible]

Si 1,92



Fig. 5 - Lega [illegible] getto [illegible] Attacco: 0,5% HF [illegible] Ingr. [illegible]



[illegible] Lega [illegible] raffreddata lentamente da 720. Attacco: 0,5% HF [illegible] Ingr. [illegible]



Fig. 7 - Lega [illegible] raffreddata len[illegible] da 720. Attacco: 0,5% HF per 10" Ingr. [illegible] 00



Fig. [illegible] - Lega 3, raffreddata lentamente da 720. Attacco: 0,5% HF per 10 Ingr. 100



[illegible] Lega 4, [illegible] 720 [illegible] Attacco: 0,5% HF [illegible]

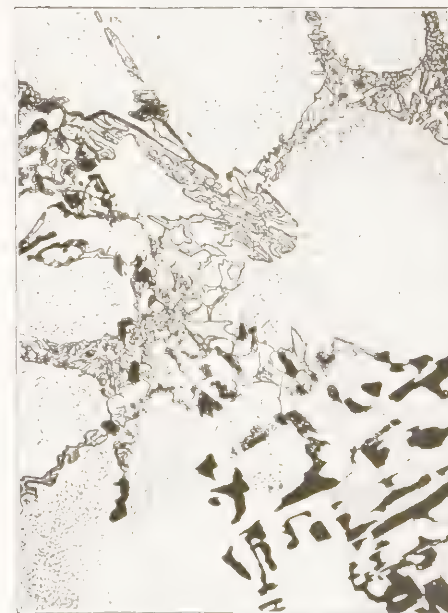


Fig. 10 - Lega [illegible] raffreddata [illegible] 720 [illegible] Attacco: 0,5% H[illegible] Ingr. [illegible]

vole interpretazione. Secondo taluni sperimentatori (9) nella lega Y il composto $CuAl_2$ non dovrebbe esistere quale elemento di soprasaturazione come avviene invece nel duralluminio; comparirebbe invece il complesso Al-Cu-Ni, accompagnato dal composto $NiAl_3$ e da Mg_2Si. E' alla assenza di $CuAl_2$ che Archbutt fa appunto risalire il miglior comportamento a caldo della lega Y rispetto alle leghe Al-Cu-Mg (9).

A risultati analoghi giungeva K. Bingham (10). In genere, per altro, il composto $CuAl_2$ è risultato presente nella lega Y a quasi tutti gli sperimentatori (11), il che significa che la reazione peritettica di $NiAl_3$ col liquido non è così completa come si suole in genere ritenere.

Le figg. 1 a 5 mostrano l'aspetto delle cinque leghe studiate, gregge di getto in conchiglia, attaccate con HF al 0,5% per il 13"-15" (× 100).

E' visibile la soluzione solida fondamentale, tipicamente dendritica, ed il reticolato di solidificazione secondaria.

Il tenore crescente di Si non appare influire sensibilmente sull'aspetto della struttura; si nota comunque un progressivo aumento delle zone di solidificazione secondaria.

Le figg. 6 a 10 mostrano invece l'aspetto delle stesse leghe, lentamente solidificate da 720°, attaccate con HF al 0,5% per 10"-15". (× 100).

La fig. 6 relativa alla lega 1, mostra alcuni elementi di $NiAl_3$ bleu-bruni (12), associati a $CuAl_2$ chiaro, rilevato, e al composto Al-Cu-Ni leggermente più oscuro.

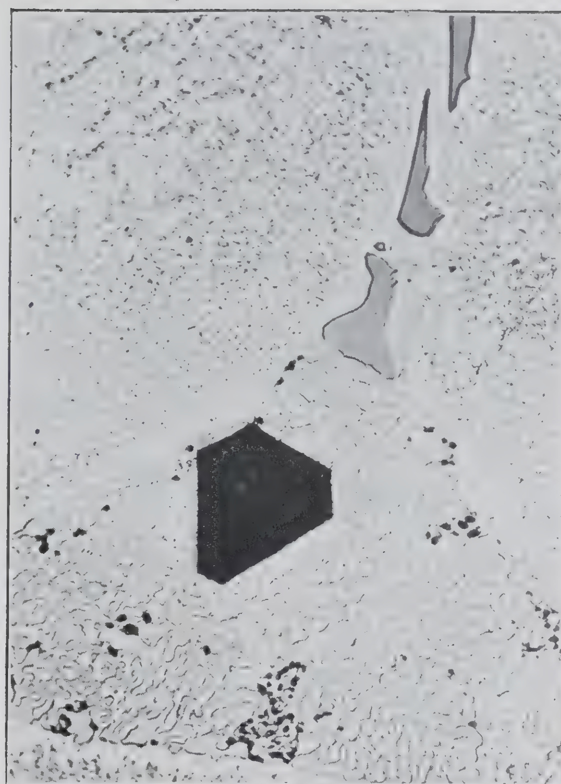


Fig. 11 - Lega 1, raffreddata lentamente da 720°. Attacco: 0,5% HF per 10". Ingr.: × 500.

TABELLA 2.

Durezza Brinell (1) delle leghe studiate, in varie condizioni caratteristiche.

Stato della lega	Lega 1	Lega 2	Lega 3	Lega 4	Lega 5
	Si = 0.14	Si = 0.56	Si = 1.00	Si = 1.56	Si = 1.92
Greggia di getto in conchiglia (2)	106.0	108.1	99.3	98.4	98.5
Lentamente raffreddata in grafite (3)	78.8	81.35	79.3	76.4	67.8
Getto in conchiglia ricotto 150' a 500°	83.4	90.1	75.5	72.5	67.8
Getto in conchiglia risc. 180' a 510° e tempr. in acqua a 18°	77.6	74.8	70.8	69.7	70.4
id. a 520	80.1	75.5	71.4	69.1	72.4
id. a 530	81.8	78.4	75.9	73.5	73.6
id. a 532	80.8	79.1	79.9	71.7	70.1
id. a 535	83.4	80.2	76.3	73.9	60.1 (+)
id. a 540	80.3	73.6	63.8 (+)	70.6	—
id. a 545	79.6	77.1	—	66.7 (+)	—
id. a 550	80.3 (+)	61.45 (+)	—	—	—

(1) Sfera mm. 2.5, carico kg. 62.5, agente per 30"
(2) Conchiglia in ghisa; provino diametro 20 mm.
(3) Solidificato in circa 24 ore da 720 °C.
(+) Presenza di liquido. Lega "**bruciata**".

Nella zona fotografata non compare Mg_2Si.

Alcune zone di un eutettico — che sembrerebbe formato da Mg_2Si, $CuAl_2$ e Al-Cu-Ni — accompagnano gli elementi più sviluppati di $CuAl_2$ e di Al-Cu-Ni.

La fine riprecipitazione che appare nella massa di soluzione solida è dovuta al lento raffreddamento della lega. La fig. 11 mostra a maggiore ingrandimento una zona dell'eutettico complesso. Il cristallo poligonale nero è dovuto a Mg_2Si, il reticolato è di $CuAl_2$, i grossi elementi bruni di Al-Cu-Ni. I piccoli punti entro il reticolato sembrerebbero originati da Mg_2Si. La fig. 7, relativa alla lega 2, mostra un aspetto analogo alla fig. 6. Di

(9) cfr. S. L. ARCHBUTT: *Aluminium Alloy Y* - The Nickel Bulletin, III, pag. 209, (1930).

(10) cfr. K. BINGHAM: *The Constitution and Age-Hardening of some Ternary and Quaternary Alloys of Aluminium Containing Nickel* - J. Inst. of Metals, XXXVI, pag. 137 (1926).

(11) cfr. S. DANIELS: *Effect of Reheating on the Al-Cu-Ni-Mg and Al-Cu-Fe-Mg (Piston) Alloys* - Transaction A.I.M.M.E., LXXIII, pag. 479, (1926).

(12) cfr. F. KELLER e G. W. WILCOX: *Lucidatura delle leghe di alluminio e attacco dei loro costituenti* - Alluminio, III, pag. 13, (1934).

COSTITUENTI METALLOGRAFICI DELLA LEGA Y.

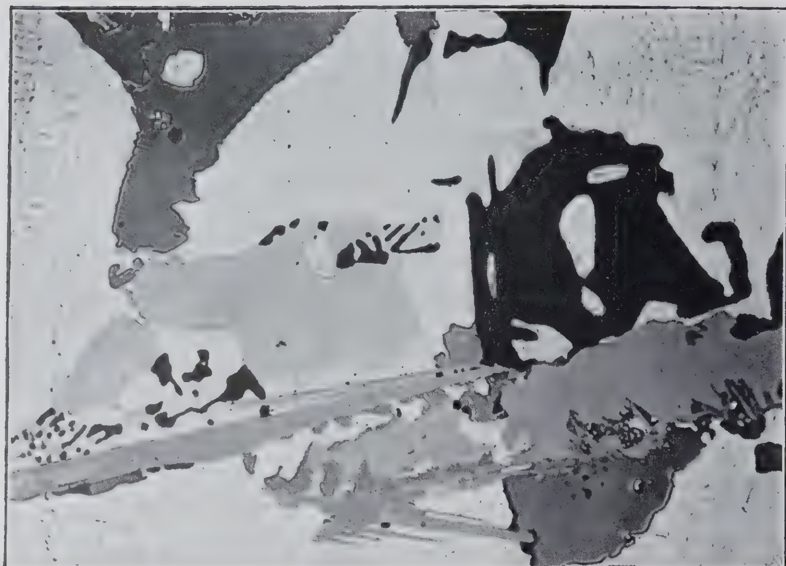


Fig. 12 - Lega 2, raffreddata lentamente da 720°. Senza attacco. Ingr.: × 500.

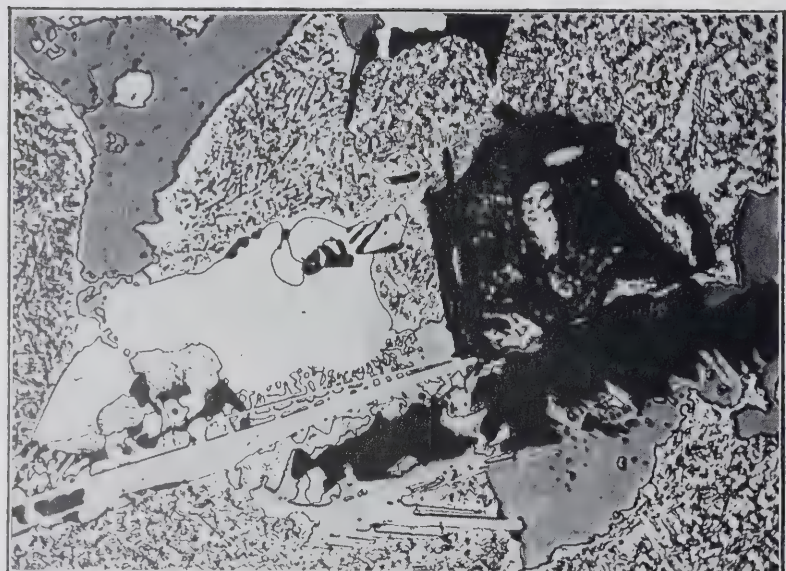


Fig. 13 - Lega 2, raffreddata lentamente da 720°. Attacco: 0,5% HF per 15". Ingr.: × 500.

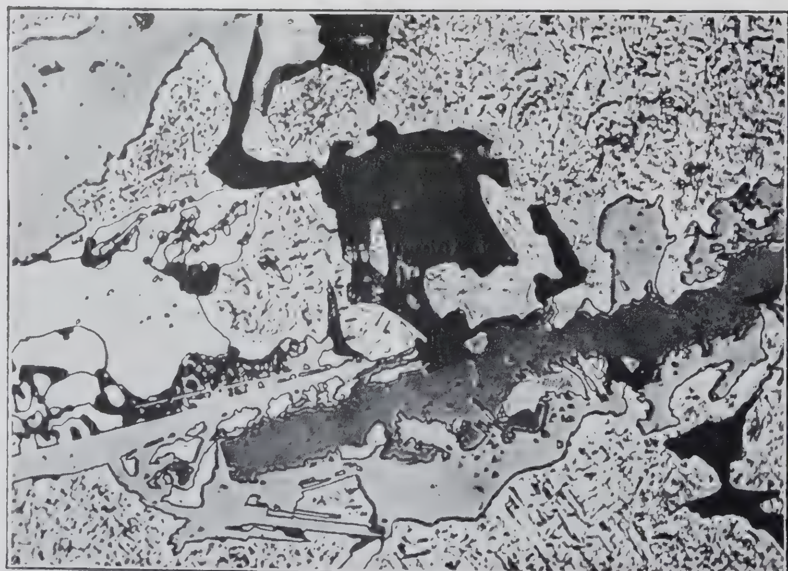


Fig. 14 - Lega 2, raffreddata lentamente da 720°. Attacco: 20% H_2SO_4 a 70° per 30". Ingr.: × 500.

particolare interesse per la interpretazione di queste complesse strutture appaiono le figg. 12, 13 e 14, relative ad una stessa zona variamente attaccata.

Nella fig. 12 la struttura è fotografata senza alcun attacco; in basso, a sinistra, un complesso di cristalli di $NiAl_3$ (grigio, medio tono) appare associato a Al-Cu-Ni (grigio scuro), a Mg_2Si (nero) ed a $CuAl_2$ (grigio chiaro).

La stessa zona (fig. 13) attaccata per 15" con 0,5% HF mostra $NiAl_3$ (nero), Mg_2Si (nero, corroso profondamente), $CuAl_2$ (bianco) e Al-Cu-Ni (grigio chiaro). Quest'ultimo appare colorato con varia intensità come se la concentrazione in $NiAl_2$ vi fosse variabile (13). La fig. 14 rappresenta la stessa zona (14), attaccata con una soluzione al 20% di H_2SO_4 a 70°, per 30", $CuAl_2$ e Al-Cu-Ni appaiono chiari e non attaccati; $NiAl_3$ appare irregolarmente imbrunito, Mg_2Si nero, profondamente corroso.



Fig. 15 - Lega 5, raffreddata lentamente da 720°. Attacco: 0,5% HF per 13". Ingr.: × 500.

La fig. 8 mostra l'aspetto della lega 3 attaccata con 0,5% HF per 13", mentre la fig. 9 mostra la lega 4 nel- $NiAl_3$ appare irregolarmente imbrunito, Mg_2Si nero, Al-Cu-Ni e Mg_2Si.

Nella fig. 10, sempre nelle stesse condizioni di attacco e di ingrandimento, oltre ai già ricordati composti, si nota l'esistenza di un particolare tipo di cristalli, che appare ruvido ed oscuro, nella formazione dei quali non è forse estraneo il Si. La fig. 15 mostra la stessa lega a ingrandimento maggiore; è visibile $CuAl_2$ (digradante in Al-Cu-Ni), Al-Cu-Ni e, probabilmente, β (Al-Fe-Si).

(13) cfr. nota 7.

(14) Ad ogni attacco precedeva naturalmente una lucidatura su magnesia.

TABELLA 3.

Invecchiamento naturale, dopo tempra [1] da 520°.

Tempo in ore dalla tempra		Durezza Brinell (2.5 62.5 30)				
		Lega 1	Lega 2	Lega 3	Lega 4	Lega 5
	0	80.1	75.5	71.4	69.1	72.4
	3	86.4	81.1	79.4	75.3	76.6
	7	89.1	87.6	88.3	85.5	91.1
	21	97.4	94.8	98.0	90.9	93.9
	27	98.8	98.1	99.1	95.7	97.7
	31	103.0	102.0	101.2	98.9	101.5
	45	109.7	101.4	101.0	101.4	104.0
	69	105.2	102.0	105.2	105.5	106.4
	141	112.0	107.3	111.2	111.6	114.7
(1 settimana)	168	113.2	111.0	107.6	113.8	112.0
(2 »	336	111.0	110.8	109.4	110.0	113.8
(3 »	504	110.6	111.8	110.3	108.8	108.8
(1 mese)	720	114.7	114.4	112.0	104.6	110.4

(1) 180' a 520° e tempra in acqua a circa 18°.

V° - TRATTAMENTO TERMICO.

Le prove di trattamento termico vennero condotte sopra sezioni trasversali, dello spessore di circa 10 mm, ricavate dai provini gettati in conchiglia. La tempra venne sempre eseguita in acqua a 18-20°C, dopo 3 ore di permanenza alla temperatura desiderata.

La maturazione venne sempre arrestata mediante immersione in acqua a 18°.

Le tabelle 3 a 6 contengono tutti i dati rilevati (per solito media di tre prove); graficamente, i risultati sono riportati nelle fig. 16 a 20. I diagrammi sono tutti riprodotti in scala semilogaritmica.

Dall'esame di questi diagrammi si nota quanto segue:

a) *Maturazione a temperatura normale*:

Il crescente tenore di silicio non provoca alcun fenomeno caratteristico nella curva di invecchiamento; la durezza massima è raggiunta in ogni caso dopo circa 6 giorni di riposo.

TABELLA 4.

Invecchiamento a 100°, dopo tempra [1] da 520°.

Tempo in ore dalla tempra		Durezza Brinell (2.5/62.5/30)				
		Lega 1	Lega 2	Lega 3	Lega 4	Lega 5
	0	80.1	75.5	71.4	69.1	72.4
0	15'	110.2	108.3	108.8	94.9	105.3
0	30'	109.8	113.2	111.3	111.9	104.9
0	45'	112.6	109.2	110.9	105.2	110.2
1	0	111.0	113.2	112.5	105.9	107.7
1	30'	113.3	111.8	111.8	115.4	104.4
2	0	114.1	116.3	112.4	113.9	108.4
2	30'	110.5	115.6	113.4	—	110.7
3	0	111.9	117.7	113.8	116.4	112.1
3	30'	111.3	114.7	116.9	—	106.8
4	0	—	—	116.0	112.6	108.4
5	30'	113.7	116.2	—	—	—

(1) 180' a 520° e tempra in acqua a circa 18°.

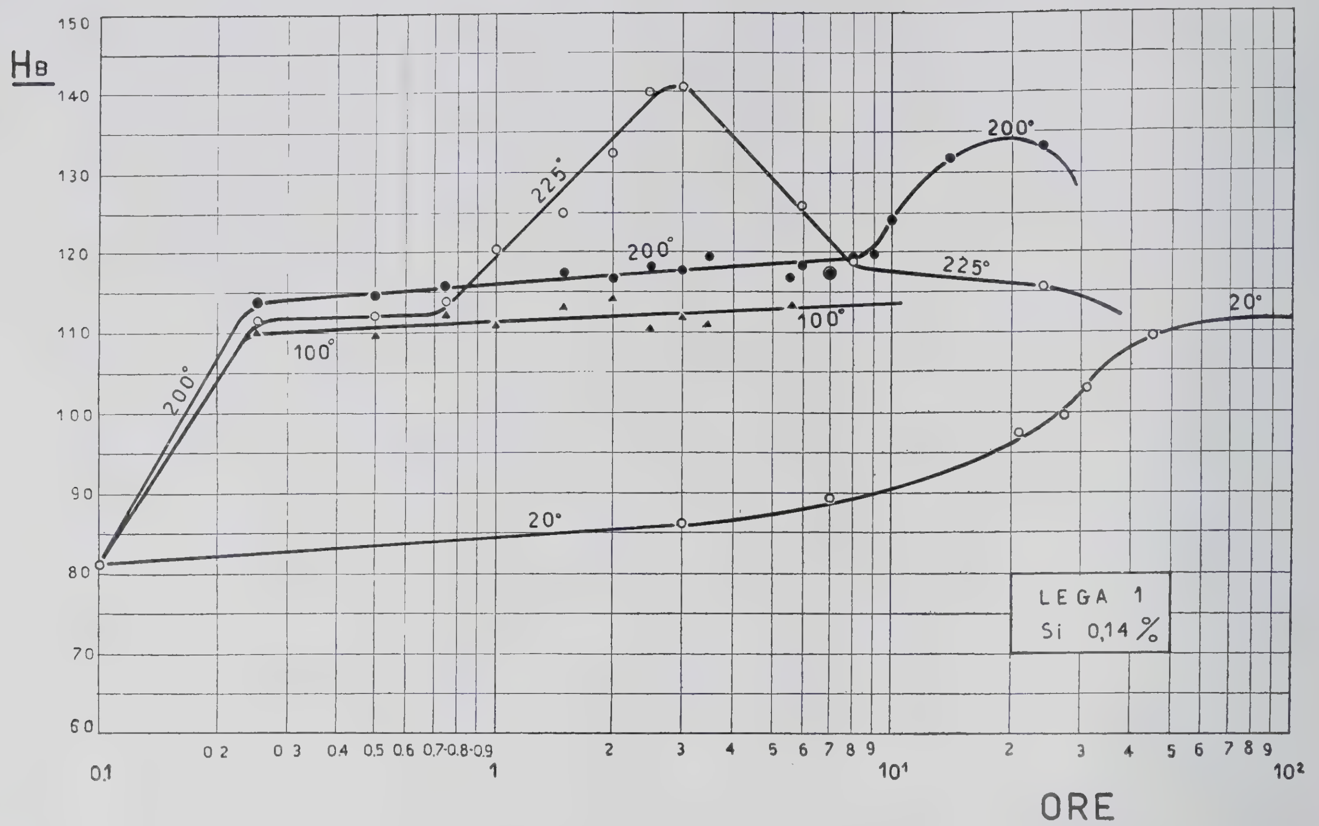


Fig. 16 - Diagramma di maturazione della Lega 1.

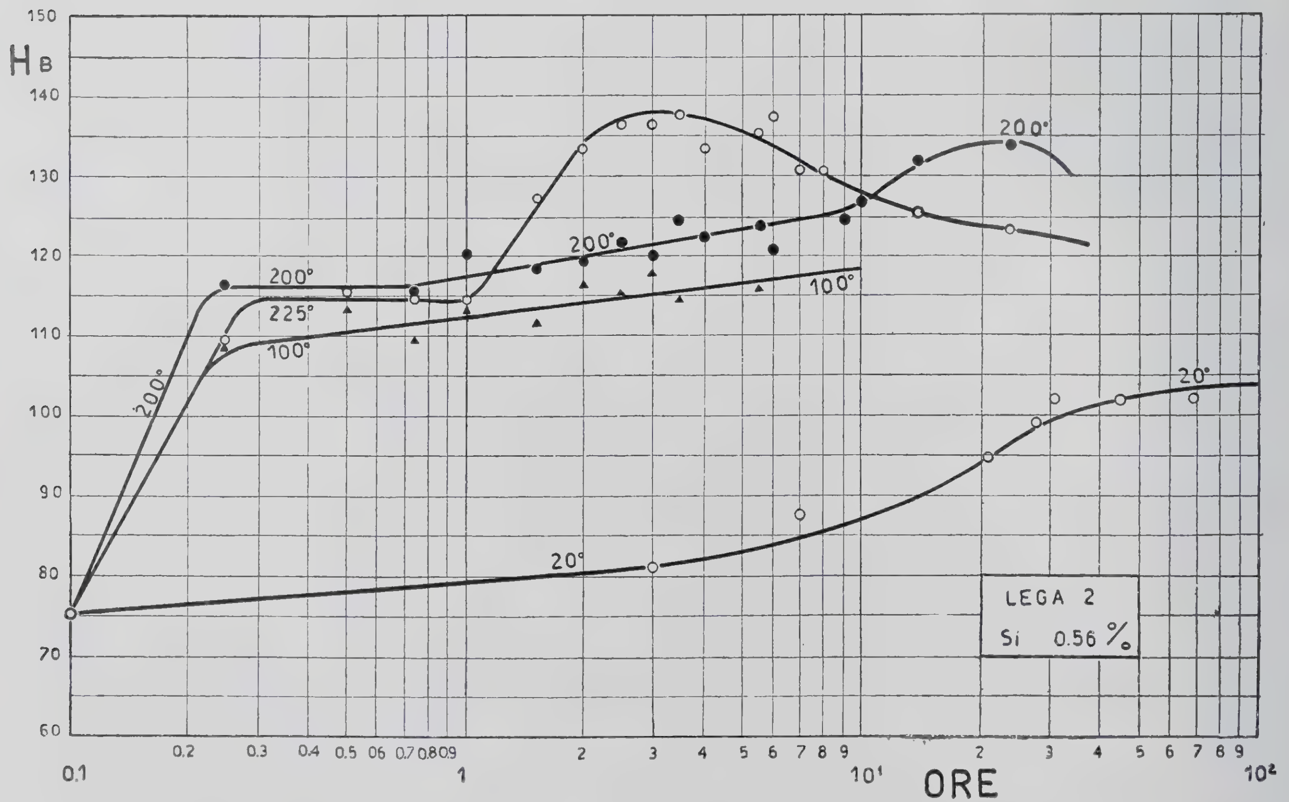


Fig. 17 - Diagramma di maturazione della Lega 2.

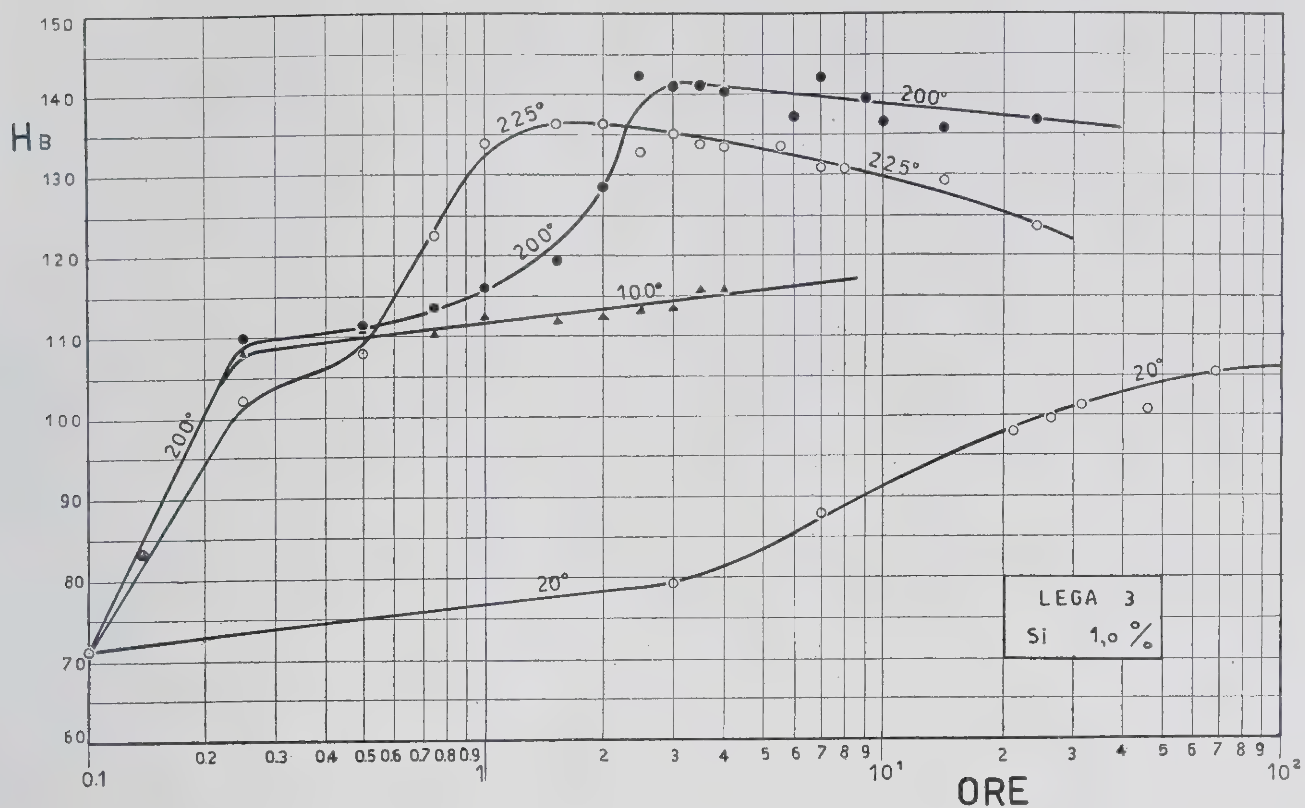


Fig. 18 - Diagramma di maturazione della Lega 3.

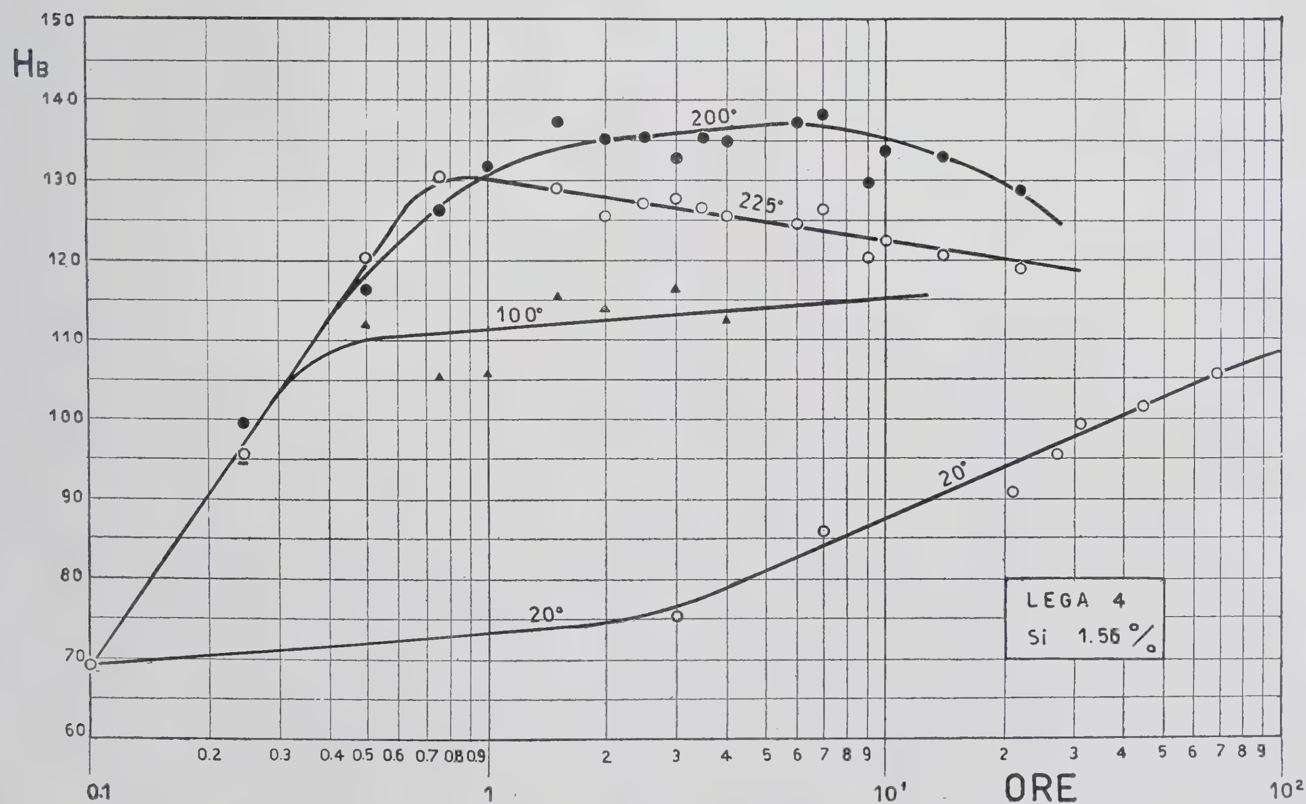


Fig. 19 - Diagramma di maturazione della Lega 4.

b) *Maturazione* a 100°*C*.

Anche in questo caso il crescente tenore di silicio non provoca alcun fenomeno caratteristico; la durezza sale rapidamente nei primi 15' per poi seguire una retta assai poco inclinata sulla orizzontale.

c) *Maturazione a* 200°*C*.

Per le leghe 1 e 2 le curve di maturazione a 200° presentano un andamento simile; dopo una rapida ascesa, che si verifica entro 15', la curva sale lentamente fra 15' e 7 ore e quindi rapidamente fino a raggiungere un mas-

TABELLA 5.

Invecchiamento a 200⁰ dopo tempra [1] da 520⁰.

Tempo in ore dalla tempra		Durezza Brinell (2.5/62.5/30)				
		Lega 1	Lega 2	Lega 3	Lega 4	Lega 5
	0	80.1	75.5	71.4	69.1	72.4
	15'	113.8	116.3	109.8	99.4	101.2
	30'	114.7	115.4	111.3	116.2	105.3
	45'	115.9	116.1	113.5	126.2	107.4
1	0	—	120.2	115.9	131.7	126.4
1	30'	117.5	118.3	124.4	136.9	126.8
2	0	116.5	119.0	138.4	135.1	130.2
2	30'	118.3	121.6	142.3	135.4	130.5
3	0	117.7	119.9	141.0	132.6	132.3
3	30'	119.2	124.4	141.2	135.3	129.1
4	0	—	122.3	140.2	135.0	129.7
5	0	—	—	—	—	—
5	30'	116.7	123.7	—	—	—
6		118.1	121.0	137.1	137.0	131.2
7		117.2	124.6	142.0	137.7	133.8
8		119.4	—	—	—	—
9		119.8	124.7	139.4	129.2	135.2
10		123.9	126.8	136.5	113.7	131.6
14		131.7	137.0	135.7	133.1	128.6
24		133.1	139.0	136.8	128.8	126.4

(1) 180' a 520⁰ e tempra in acqua a circa 18⁰.

TABELLA 6.

Invecchiamento a 225⁰ dopo tempra [1] da 520⁰.

Tempo in ore dalla tempra		Durezza Brinell (2.5/62.5/30)				
		Lega 1	Lega 2	Lega 3	Lega 4	Lega 5
	0	80.1	75.5	71.4	69.1	72.4
	15'	111.1	109.8	102.2	95.6	91.5
	30'	112.2	115.5	107.9	120.4	115.4
	45'	113.7	114.5	122.5	130.5	127.5
1	0	120.8	114.5	133.8	131.0	128.0
1	30'	125.0	127.0	136.1	129.0	124.7
2		132.3	133.4	136.1	125.2	120.4
2	30'	139.9	136.3	132.7	127.3	122.3
3		140.8	136.4	135.0	127.9	120.0
3	30'	—	137.7	133.6	126.5	121.1
4		—	133.3	133.4	125.4	118.8
5	30'	—	135.2	133.4	—	—
6		126.2	137.4	—	124.5	118.4
7		117.5	131.0	130.8	126.4	116.0
8		118.7	130.9	130.8	—	—
9		—	—	—	120.2	116.4
10		—	—	—	122.5	112.4
14		—	125.2	129.4	120.8	117.4
24		115.6	123.4	123.5	118.7	106.6

(1) 180' a 529⁰ e tempra in acqua a circa 18⁰.

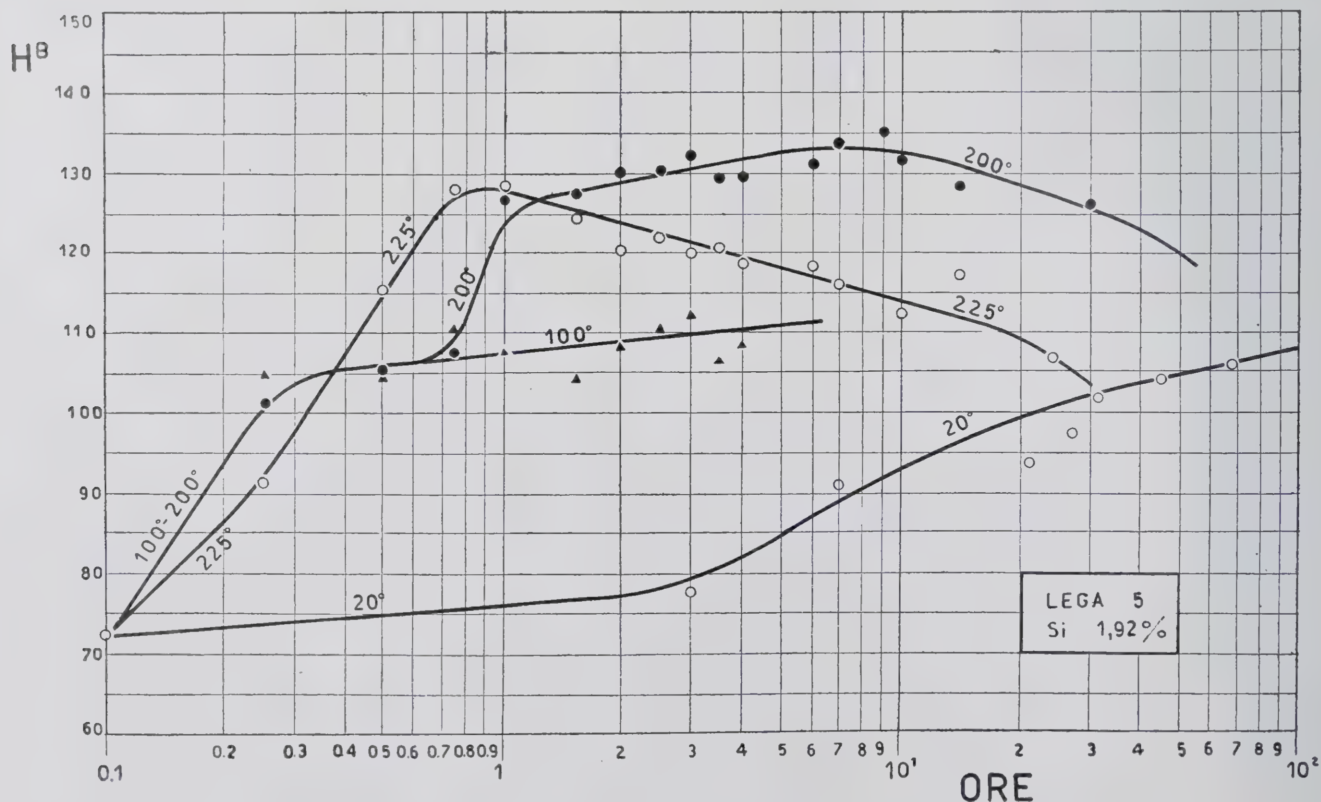


Fig. 20 - Diagramma di maturazione della Lega 5.

simo in corrispondenza di 20-24 ore. Le leghe 3, 4 e 5 mostrano un comportamento sostanzialmente diverso; il tratto intermedio risulta notevolmente ridotto nelle leghe 3 e 5 e completamente abolito nella lega 4.

Il massimo di durezza è raggiunto in 3 ore per la lega 3, in 6 ore per la lega 4, e in 8 ore per la lega 5.

d) *Maturazione a 225°C.*

Per le leghe 1 e 2 le curve di maturazione a 225° presentano un andamento simile; dopo una rapida ascesa entro i primi 15' la curva segue un tratto, quasi orizzontale, compreso fra 15' e un'ora circa, al quale segue un rapido aumento di durezza. Il massimo è raggiunto dopo 3 ore in entrambe le leghe; dopo questo periodo la durezza decresce lentamente.

Per le leghe 4 e 5 l'andamento è diverso; la curva delle durezze sale rapidamente e senza punto di flesso entro i primi 45 minuti, in corrispondenza dei quali è raggiunto il massimo. Dopo questo tempo la durezza decresce abbastanza rapidamente.

La lega 3 presenta un andamento intermedio fra i due schemi precedenti. Si nota l'esistenza di un flesso fra 15' e 30'; il massimo è raggiunto a 90' dopo di che la durezza decresce.

VI° - Conclusioni.

Dalle prove eseguite risulta che ad un aumento del tenore di silicio nella lega Y, ferme restando le altre condizioni, corrisponde una notevole variazione nelle modalità di trattamento termico. Per il trattamento abituale della lega Y il limite massimo ammissibile del tenore di Si appare non molto discosto da 0,6%; a questo tenore di Si, e nella ipotesi che esso concorra totalmente alla formazione di Mg_2Si, corrisponde un tenore teorico di 1,65% circa di quest'ultimo composto. I limiti imposti dalle esistenti norme tecniche appaiono quindi pienamente giustificati.

Ulteriori prove che abbiamo in corso potranno confermare o meno l'utilità tecnologica e tecnica che da un sensibile aumento del tenore di silicio potranno derivare. E' tuttavia opportuno rilevare sin d'ora che, oltrepassato il massimo di 0,6% Si, si entra in un campo di leghe che è giustificato ritenere completamente distinte dalla normale lega « Y »

Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri - Milano, gennaio 1938.

NOTIZIARIO TECNICO

Il primo decreto per l'imposizione dell'impiego dell'alluminio nei conduttori elettrici

La Gazzetta Ufficiale ha pubblicato in data 12 dicembre il primo dei decreti previsti dalla legge 16-6-38 n. 1199 per la limitazione dell'impiego dei metalli d'importazione e precisamente quello che si riferisce alla sostituzione del rame con l'alluminio nel campo dei conduttori elettrici.

Come il primo decreto tedesco del giugno 1934, il decreto italiano non vieta l'impiego del rame in tutte le applicazioni nelle quali l'alluminio ha dimostrato di poterlo sostituire con ogni sicurezza tecnica, ma soltanto in quelle applicazioni già abituali, ad onor del vero, per una gran parte dei consumatori italiani, e confortate da una pratica, estera ed italiana, di parecchi lustri.

Crediamo che a tale decreto, in proseguo di tempo, faranno seguito altre limitazioni all'impiego del rame nell'industria elettrica, man mano che i produttori e l'industria consumatrice prenderanno in esame, con ferma volontà di realizzazione, l'impiego del metallo nazionale in campi assai interessanti, ma nei quali le questioni tecniche ed economiche non sono ancora state studiate a fondo (ad es. le linee di contatto per l'elettrificazione, per le quali si impiegano annualmente diverse migliaia di tonnellate di rame; i conduttori flessibili, i conduttori multipli telefonici e telegrafici, i conduttori per macchinario elettrico quelli per gli impianti interni).

Si può notare che in Germania attualmente, senza decreti di imposizione, circa il 50% dei conduttori isolati per impianti interni di illuminazione sono eseguiti in alluminio: vorranno i consumatori italiani essere secondi ai tedeschi nello slancio verso l'autarchia, anche se non forzati da norme coercitive?

Nel decreto attuale è inoltre tenuto presente il concetto della gradualità di applicazione delle restrizioni, ritardando l'entrata in vigore di quelle limitazioni (minori sezioni e basse tensioni) per le qual occorre ancora che nei piccoli centri si diffonda la conoscenza dei metodi e dell'attrezzatura conveniente per l'impiego del metallo leggero; o per le quali occorrono modifiche, sia pure non sostanziali, ai macchinari e maggior specializzazione della mano d'opera dell'industria produttrice (come nel caso dei cavi elettrici ad alta od altissima tensione).

Le attuali limitazioni riguardano principalmente:

a) *i conduttori di linee elettriche aeree ad alta tensione di qualsiasi sezione*, con un periodo di transizione di 6 mesi pei conduttori di sezione eguale od inferiore ai 25 mm², e di 9 mesi pei conduttori a tensione inferiore ai 1000 volt;

b) *i conduttori di linee elettriche aeree a bassa tensione di sezione eguale o superiore ai 16 mm²*, con un periodo di transizione di 15 mesi per le sezioni comprese tra 16 e 35 mm²;

c) *i cavi, comunque isolati e protetti, di sezione eguale o superiore ai 16 mm²*, con periodo di transizione di 9 mesi per le sezioni tra 16 e 35 mm², di 12 mesi per i cavi per tensioni d'esercizio sopra i 20.000 volt, e di 20 mesi per quelle sopra i 40.000 V.;

d) i conduttori di connessione di più che 50 mm² di sezione;

e) i conduttori per linee aeree telegrafiche e telefoniche.

Ecco il testo integrale del decreto:

Decreto del Capo del Governo, 29 novembre 1938-XVII.

LIMITAZIONE DELL'IMPIEGO DEL RAME E SUE LEGHE NELLA FABBRICAZIONE DI CONDUTTORI ELETTRICI.

IL CAPO DEL GOVERNO
PRIMO MINISTRO SEGRETARIO DI STATO

Vista la legge 16 giugno 1938, n. 1199, per la limitazione dell'impiego dei metalli d'importazione;

sulla proposta del Ministro per le corporazioni, di concerto con quelli per le finanze, per i lavori pubblici, per le comunicazioni e per gli scambi e per le valute, sentiti il Consiglio nazionale delle ricerche, il Commissariato generale per le fabbricazioni di guerra e le Corporazioni della metallurgia e della meccanica, dell'acqua, gas ed elettricità e delle comunicazioni interne;

decreta:

Art. 1. — A decorrere dalla data di entrata in vigore del presente decreto, è fatto divieto di installare conduttori e cavi elettrici in rame e sue leghe, di qualunque tipo, nudi o comunque isolati e protetti, semplici o multipli, per condutture di energia, per circuiti di ritorno, di terra e di guardia nonchè per circuiti telegrafici e telefonici e per ogni altro uso, salvo le eccezioni di cui agli articoli seguenti.

Art. 2. — Il divieto di cui sopra non si applica:

— ai conduttori nudi o coperti, in opera su isolatori, da installarsi in linee aree per trasporto e distribuzione di energia elettrica a tensione non superiore a 1000 volt, di sezione non superiore a 16 mm²;

— ai cavi, comunque isolati e protetti, semplici o multipli, aventi una sezione del conduttore semplice, o dei singoli conduttori costituenti il conduttore multiplo, non superiore a 16 mm²;

— ai conduttori e cavi di qualunque tipo destinati al collegamento degli utenti di energia elettrica e alle colonne montanti oppure occorrenti nell'interno di stabilimenti, officine ed edifici a carattere sia pubblico che privato, aventi la sezione del conduttore multiplo non superiore a 50

— ai conduttori e cavi isolati flessibili, per qualsiasi uso, aventi i fili elementari della parte conduttrice di diametro non superiore a mm 0,8;

— ai conduttori nudi sia tondi che piatti o profilati, per connessioni nelle centrali elettriche, sottostazioni, cabine ed impianti di utilizzazione in genere, di sezione non superiore a 50 mm²;

— ai conduttori di contatto e alle relative corde portanti e pendinature per la trazione elettrica e per gli apparecchi di trasporto e di sollevamento;

— ai collegamenti per le rotaie, alle piastre di spandimento, ai tratti di conduttori nudi che vengono direttamente interrati, ai conduttori per la protezione degli edifici contro i fulmini;

— ai conduttori impiegati nelle macchine e negli apparecchi elettrici;

— agli impianti elettrici a bordo di navi, aerei e veicoli in genere;

— ai cavi sottomarini di qualunque tipo, per qualsiasi uso;

— ai conduttori nudi o coperti per derivazioni locali di abbonato telefonico;

— ai cavi telefonici e telegrafici a conduttori multipli;

— ai conduttori da istallare su palificazione già esistente alla data di entrata in vigore del presente decreto;

— ai cavi comunque isolati e protetti, semplici o multipli, recuperati dalle condutture e circuiti esistenti alla data di entrata in vigore del presente decreto e reimpiegati tali e quali;

— ai fabbisogni per riparazione di condutture e circuiti esistenti alla data di entrata in vigore del presente decreto;

— alle morsetterie di collegamento tra alluminio e rame.

Altre deroghe potranno essere concesse dal Ministero dei lavori pubblici, previo consenso del Ministero delle corporazioni.

Agli effetti di questo articolo e dei seguenti, la sezione del conduttore va riferita a quella del conduttore di rame. Quando più conduttori o cavi sono in parallelo la sezione va riferita a quella complessiva di una fase o di una polarità. Gli eventuali fili pilota ed il neutro facenti parte di linee o di cavi a più conduttori non vengono considerati agli effetti della sezione limite.

Art. 3. — Il divieto di cui all'art. 1 non si applica temporaneamente per i seguenti periodi computati dalla data di entrata in vigore del presente decreto:

a) per un periodo di sei mesi:

— ai conduttori nudi o coperti, in opera su isolatori, da installarsi in linee aeree a tensione superiore a 1000 volt, di sezione non superiori ai 25 mm^2

b) per un periodo di nove mesi:

— ai conduttori nudi o coperti, in opera su isolatori, da installarsi in linee aeree a tensione non superiore a 1000 volt, di sezione superiore ai 16 mm^2;

— ai cavi, comunque isolati o protetti, semplici o multipli, aventi una sezione del conduttore semplice o dei singoli conduttori costituenti il conduttore multiplo superiore a 16 mm^2, ma non superiore a 35 mm^2;

c) per un periodo di dodici mesi:

— ai cavi, comunque isolati e protetti, semplici o multipli, per tensioni di esercizio superiore a 20.000 volt;

d) per un periodo di quindici mesi:

— ai conduttori nudi o coperti, in opera su isolatori, da installarsi in linee aree a tensione non superiore a 1000, volt, di sezione superiore a 16 mm^2, ma non superiore a 35 mm^2;

e) per un periodo di venti mesi:

— ai cavi, comunque isolati e protetti, semplici e multipli, per tensione di esercizio superiore a 40.000 volt.

Art. 4. — Le Amministrazioni statali, ognuna per la propria competenza, provvederanno a far osservare le norme contenute nel presente decreto.

Le Amministrazioni statali, le Amministrazioni provinciali e comunali e le Amministrazioni parastatali, provvederanno nel periodo indicato nell'articolo seguente, a modificare i capitolati relativi alle forniture di conduttori elettrici per uniformarli alle prescrizioni contenute nel presente decreto.

Art. 5. — Il presente decreto entrerà in vigore tre mesi dopo la data di pubblicazione nella *Gazzetta Ufficiale* del Regno.

Roma, addì 29 novembre 1938-XVII.

MUSSOLINI - LANTINI - DI REVEL - COBOLLI-GIGLI - BENNI - GUARNERI.

Pubblicato sul n. 282 della Gazzetta Ufficiale (lunedì 12 dicembre 1938-XVII).

Produzione del titanio per riduzione dell'ossido con idruro di calcio

In considerazione alle crescenti applicazioni del titanio nell'industria metallurgica, riteniamo di far cosa gradita ai nostri lettori, di illustrare brevemente i vari metodi di fabbricazione di questo prodotto, aiutati inoltre dai dati forniti da un articolo sull'argomento di P. Alexander, apparso sul numero 2 (1938) della rivista « Metals and Alloys ».

Il titanio si presenta allo stato nativo come biossido (TiO_2) o « rutilo », oppure sotto forma di titanato di ferro, ($TiFeO_3$) o « ilmenite ».

Entrambi questi minerali sono usati per la produzione del titanio metallico.

Il titanio venne isolato per la prima volta da S. Berzelius che lo ricavò per riduzione del fluotitanato di potassio (K_2TiF_6) col sodio. Sino allora un certo numero di sperimentatori avevano tentato l'applicazione di altri metodi per questo processo, metodi che si possono brevemente classificare in sei gruppi:

1) Riduzione del tetracloruro di titanio con sodio.
2) Riduzione dell'ossido di titanio con calcio metallico.
3) Riduzione dell'ossido di titanio con alluminio.
4) Dissociazione termica dei composti alogenati del titanio.
5) Deposizione elettrica del titanio da sali fusi.
6) Riduzione dell'ossido di titanio con idruro di calcio.

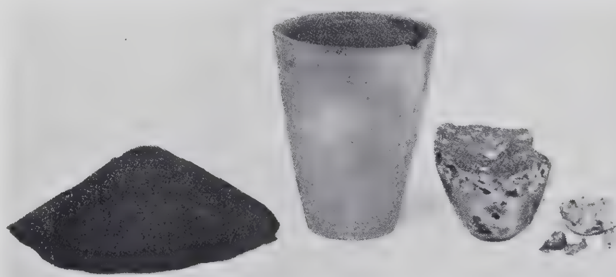


Fig. 1.

Tutti questi metodi presentano vantaggi e difetti. Gli ostacoli che ad essi normalmente si oppongono per la produzione di un titanio chimicamente puro dipendono sia dall'alto costo di fabbricazione, sia dalla impurezza del metallo ricavato dovuta agli agenti chimici con i quali esso

viene a contatto. La dissociazione termica del cloruro di titanio è di particolare interesse, poichè essa fornisce del metallo molto duttile. Questo metodo di fabbricazione venne applicato per la prima volta nel 1908 da E. E. Defacq e da H. Capaux, per essere poi successivamente perfezionato da A. E. von Arkel e da H. de Boer.

D'altro canto il processo all'idruro, nel quale l'ossido di titanio è ridotto con idruro di calcio è senza dubbio uno dei processi più convenienti per la produzione del titanio metallico in larga scala. Come gli altri, anche questo metodo presenta diversi svantaggi. Il suo principale difetto consiste nel dover ricavare il titanio sempre prima come idruro, per poi trasformarlo in titanio metallico; il prodotto finito contiene, appunto per questo, una quantità apprezzabile di idrogeno.



Fig. 2. × 200

Il titanio, infatti, come tutti i metalli di questo sottogruppo reagisce direttamente con l'idrogeno, formando diversi idruri, a seconda del metodo con cui esso viene ricavato. M. Biley, infatti, misurando il volume di idrogeno che si libera dall'idruro di titanio, propose di attribuire a questo composto la formula Ti_4H_5.

E' ormai assodato che la quantità di idrogeno assorbito dal titanio, dipende non solo dalla temperatura, ma anche dalla durata del processo di riduzione.

L'idruro di titanio, preparato per riduzione dell'ossido con idruro di calcio, si presenta nell'aspetto di una polvere molto fine, non igroscopica, e molto resistente all'azione dell'acido cloridrico diluito. Può essere esposta all'aria per un tempo indeterminato senza subire alcun deterioramento. Ad alta temperatura è gradualmente dissociato in idrogeno e metallo. L'inizio della dissociazione nel vuoto avviene intorno ai 100°C e aumenta sino ai 300°C molto lentamente; a 400°C comincia a diventare più intensa, fino ad essere completa verso i 1000°C.

La presenza dell'idrogeno nel titanio può in certi casi essere anche benefica. Essa può rendere molto più sicuro l'uso di questo metallo; infatti la polvere di titanio completamente degasata, riscaldata ad una data temperatura, si accende con grande sviluppo di calore; fenomeno che invece non succede con la polvere non degasata, perchè l'idrogeno che si sviluppa, brucia e protegge il metallo da ogni violenta ossidazione. Ciò dura fino a completo svolgimento dell'idrogeno presente e fino a che la temperatura non è salita a circa 900°C.

Anche per il trasporto, l'idruro di titanio si presenta assai meno pericoloso che non la polvere di titanio, appunto perchè esso non da luogo a combustioni spontanee. La presenza dell'idrogeno nel titanio è anche assai favorevolmente sfruttata, quando questo metallo viene impiegato in metallurgia. L'idrogeno infatti protegge il metallo da ogni fenomeno di ossidazione o di nitrurazione.

Lo sviluppo delle nuove leghe non ferrose ha portato all' applicazione del titanio come componente di diverse leghe. Hensel e Larsen, infatti, notarono che la lega binaria rame-titanio col 2,58% di titanio presente, possiede un limite di snervamento di 58 kg/mm², un carico di rottura di 73 kg/mm², ed un allung. del 20%.

L'attuazione della lega madre rame-titanio di composizione eutettica, non è però scevra di serie difficoltà causate principalmente dal diverso peso specifico dei due metalli. Infatti il peso specifico del rame è di 8,94, mentre quello del titanio è di 4,5. Ne segue, che quando quest'ultimo è immerso nel rame fuso, esso sale immediatamente alla superficie ossidandosi facilmente.

Per eliminare questo grave inconveniente, si studiò un nuovo metodo, che consiste nel macinare e mescolare intimamente le polveri di idruro di titanio e di rame in un mulino a palle nelle proporzioni eutettiche (28% di titanio e 72% di rame). La miscela viene poi messa in un crogiolo di un forno in cui viene fatto il vuoto.

Man mano che la temperatura della massa polverizzata sale l'idruro di titanio si dissocia e mette in libertà l'idrogeno che reagisce immediatamente col sottile strato di ossido, sempre presente sui granelli di rame formando vapor d'acqua che viene convogliato all' esterno attraverso la condotta del vuoto. Ogni particella di rame è, in tal modo, avvolta da una atmosfera di idrogeno nascente che impedisce ogni possibile ossidazione del titanio.

Allorchè la temperatura raggiunge 878°C, ha inizio la fusione della massa che viene convertita in una lega di composizione e peso specifico uniformi.

Le ultime tracce di idrogeno presenti, vengono espulse durante la solidificazione della lega; il lingotto quindi si presenta piuttosto poroso, e di facile rottura.

La fig. 1 mostra un lingotto di questa lega, che presenta una superficie pulitissima e priva di ogni ossidazione, pur non essendosi fatto uso di alcuna sostanza disossidante; la figura 2, mette in evidenza una micrografia fatta su un pezzo di lega preso dal lingotto ora esaminato; la figura 3, mostra pure una micrografia di una lega rame-titanio al 15% di titanio eseguita però ad una temperatura leggermente superiore all'altra.



Fig. 3. × 100

E' chiaro quindi che — con questo processo — si può evitare completamente ogni contaminazione della lega con sostanze estranee, quali disossidanti, ossidi, nitruri ecc. La purezza della lega quindi dipende unicamente dal titolo dei metalli usati durante la sua produzione.



Il 18 Novembre u. s., anniversario delle sanzioni ginevrine, il Duce ha solennemente inaugurato la Mostra del Minerale Italiano, per significare e sottolineare che l'Italia, ben lungi dall'essere sprovvista di minerali utili - come anche a noi, non ancora anziani, s'insegnò a scuola - ne è provvista ed in certi casi addirittura ricca, sì da poter affrancarsi dalle importazioni estere in molti campi e poterle ridurre notevolmente in altri.

Senza parlare della nostra industria, che fu autarchica sin dal suo sorgere: un esempio quanto mai luminoso ci è dato dallo zinco che un tempo s'esportava sotto forma di minerale sardo ma rientrava come metallo lavorato puro od in lega, ed ora è prodotto autarchicamente tanto da coprire l'intero fabbisogno, senz'uso di carbone.

E' interessante dare uno sguardo generale all'organizzazione ed alla costituzione della Mostra, prima di descrivere partitamente ciò che si riferisce più particolarmente all'alluminio.

L'impressione prima e più generale che un attento e competente visitatore ricava dalla Mostra del Minerale è questa: che il sottosuolo d'Italia è ben lungi dall'essere esplorato. E' incredibile quanto superficiali fossero le nostre conoscenze sulla geologia dei nostri territori, compresi quelli da più tempo coltivati a miniera. Solo così s'è potuto ad esempio ignorare per tanto tempo, non l'esistenza, ma l'entità e la qualità dei nostri combustibili istriani e sardi.

La Mostra sorge com'è noto sull'aria del Circo Massimo liberata dalle casupole (e se non andiamo errati, da un'officina del gas) or sono pochissimi anni. L'ingresso è dalla parte di porta Capena, cioè non lungi dalle Terme di Caracalla ed esattamente di fronte all'obelisco di Axum. Ancora prima d'entrare, già una manifestazione autarchica: una locomotiva delle F. S., serie 710, che sul tratto Roma-Grosseto ha già percorso 60.000 km con combustibile nazionale. Quattro grandi fasci littori stilizzati a mo' di castelli d' estrazione del petrolio, sorgono a sinistra di chi entra. Lo sguardo è subito attratto dalla facciata del padiglione dell' Autarchia, di m 13,5 $\times$ 15 su cui spicca una grande aquila romana, tutta in alluminio (lamiere chiodate), fra le scritte: AUTARCHIA in alto e MUSSOLINI HA SEMPRE RAGIONE in basso.

I padiglioni sono 24 e comprendono non soltanto tutti i settori, anche quelli a torto ritenuti secondari, dell'attività mineraria, ma anche altre attività che a quella si collegano, cioè il commercio, le armi, l'istruzione mineraria, l'arte. I padiglioni stessi sono allineati su due file parallele all'asse maggiore del Circo, lungo il perimetro esterno dello stesso, così da lasciare al centro uno spiazzo erboso allietato da giochi d'acqua.

Una circostanza che lascia sorpreso il visitatore è la mancanza quasi assoluta degli esplosivi da mina usati in Italia, sebbene sappiamo d'essere autarchici anche in questo campo e sebbene gli esplosivi siano un sussidio indispensabile dell'industria mineraria.

Fuori dei padiglioni è stato ricostruito un « angolo » delle Alpi Apuane, con la lizzatura (discesa a valle) di grossi blocchi di marmo e le perforatrici, nonchè col filo elicoidale in atto di tagliare dei blocchi di marmo nella viva roccia d'una cava.

Si sa che la deficienza di combustibili solidi fu in Italia più che altro conseguenza delle scarse conoscenze nostre sul sottosuolo italiano (attualmente sono accertate, com'è noto, 600 milioni di t di fossile) e d'una tradizione risalente all'epoca dell'introduzione delle macchine a vapore, di usare e costruire focolari atti al consumo di carbone inglese. Il padiglione dei Combustibili solidi dimostra invece che oramai non solo nell'estrazione del carbone, ma anche nella costruzione di focolari siamo autarchici. L'Azienda Carboni Italiani, la Società Arsa, la Veneto-Sarda, la Cogne, la Montecatini, la Terni e la Valdarno hanno concorso all'allestimento ed è veramente interessante osservare gli apprestamenti minerari, percorrendo il tratto di miniera in piena funzione costruito sotto il padiglione, dove in sintesi il visitatore può vedere le perforatrici, le Décauvilles (perchè non s'è trovato ancora un nome italiano per questi trenini?) ed i montacarichi dei vagoncini, nonchè l'originale sistema di propulsione, a mezzo di leve disposte fra le rotaie, degli stessi. Naturalmente non mancano plastici, diagrammi, carte geografiche murali (fra cui una assai bella, ma collocata male, dell'Istria coi suoi giacimenti) nè modelli d'apparecchi e d'impianti; la parte principale però è costituita dalle macchine esposte e dai campioni di minerale.

Alcune cifre sui nostri carboni non dovrebbero tediare. All'Arsa, la Austria scavava carbone sin dal '700, ma essa aveva del meglio e solo durante la guerra riprese la coltivazione, fermandosi però alla quota di —10 m sotto il mare; l'Italia fin dal



Fig. 1 - Prospetto dell'interno del padiglione « Alluminio », visto dall'ingresso (in fondo il galleggiante di fig. 3).

Fig. 2 - Due forni per alluminio: a sinistra forno ad anodi multipli, a destra forno ad anodo unico e continuo, tipo Söderberg (modelli sezionati).

Fig. 3 - Galleggiante per idrovolante Cant Z. 506, costruito dai Cantieri Riuniti dell' Adriatico (Monfalcone), tutto in duralluminio chiodato e chitonal.

1927 s'è messa a prosciugare le miniere ed è arrivata sinora alla quota —350, estraendo attualmente 1 milione ed 800.000 t/anno. E' un prodotto intermedio fra lignite e litantrace, con potere calorifico inferiore = 6800. L'Arsa lavato ha 2% d'umidità, 8% di S, 9% di ceneri, 40% di materie volatili e 40% di C fisso. Lo S è in combinazione organica, molto meno dannosa delle piriti. La lignite del Valdarno ha una cubatura accertata di 60 milioni di t; la produzione giornaliera è di 2200 t con un potere calorifico sup. di 4100 (lignite secca), e richiede 90 km di gallerie con 61 km di Décauvilles.

Le ligniti di Spoleto, Valdaspra, ecc. assommano a 3 milioni di t accertati e 26 milioni di giacimenti probabili.

Si prevede per l'anno venturo una produzione totale di 3 milioni di t di fossile italiano. Però siamo lontani dal consumo annuo di 14 milioni. Qui dovrà soccorrere in larga misura l'elettrificazione.

Il padiglione dell'Arte è assai suggestivo, ma ha un collegamento solo indiretto col problema del minerale, volendo significare e confermare l'abilità molte volte secolare delle nostre maestranze artigiane, oltre che dei sommi artisti, di cavare sublimi manifestazioni d'arte da quanto offre il nostro sottosuolo. E' impossibile anche solo citare alcuni fra gli oggetti esposti, essendo essi dei grandi e piccoli capolavori: possiamo solo ricordare che le materie prime impiegate sono il vetro, il ferro, l'argilla da ceramiche, il bronzo ed i metalli preziosi. Naturalmente la materia « prima » fra tutte, quella più decisamente autarchica, è l'ingegno ed il gusto artistico. Al pian terreno funzionano alcune botteghe d'arte, dove i seguenti artigiani si possono ammirare al lavoro: i fabbricatori di ceramiche, di alabastri, di medaglie (arte che pare vada risorgendo), vetri soffiati, pietre dure (agata ecc.) lavorate, gli orefici, gli incisori su vetro ed una bella mostra della R. Calcografia coll'esposizione dei metodi e mezzi usati per le incisioni.

Successivamente notiamo il padiglione dei Combustibili liquidi. E' ben nota ai nostri lettori ed a tutti, l'importanza del petrolio, « sangue delle nazioni » e dei suoi derivati: gas, benzina, lubrificanti, combustibili per navi, semicoke di petrolio da anodi. La mostra è allestita dalle organizzazioni parastatali e dalle ditte private italiane del ramo: la parte del leone va naturalmente all'A.G.I.P., che espone tutti i suoi ricchi mezzi di sondaggio e perforazione del sottosuolo, sui quali qui non è il caso d'insistere. Noteremo solo che anche tali mezzi sono prodotti il più possibilmente in Italia (Ansaldo e Dalmine). Fuori del padiglione funziona un castello d'estrazione in grandezza naturale, alto m 41, della stessa A.G.I.P., col sistema « Rotary »: la perforazione aveva raggiunto metri 301 il giorno della nostra ultima visita, ma le « carote » estratte, vale a dire il contenuto delle aste tubolari, mostravano solo sabbia ed argilla.

Nel padiglione dei minerali ferrosi, tutto il pavimento è cosparso di minerale elbano (oligisto); il visitatore cammina su lastre di vetro sopraelevate di circa 20 cm. Si comincia coll'evoluzione storica dell'industria: ecco forni etruschi, bassifuochi medioevali, altiforni del '600 e del '700, antichi sarcofaghi con rilievi, sentenze di poeti e di prosatori latini riferentisi tutti al ferro. S'arriva così ai permessi di ricerca di Cogne (1500) e di Primiero (1856). Ciò che segue è un'accurata esposizione delle macchine italiane moderne per la preparazione meccanica del minerale ferrifero; qui campeggiano i nomi di Fiat, Breda, Ilva e Falck. Gli apparecchi esposti sono per la maggior parte funzionanti.

Un modello funzionante d'altoforno Ilva con tutti gli impianti accessori (caricamento e campo di colata) è un vero gioiello. Notevole il modello del forno elettrico « Falck » per la utilizzazione delle ceneri di pirite. E' il primo impianto autarchico del genere: fornisce 100.000 t/anno di ghisa consumando 260 milioni di kWh e ricuperando il gas del forno, con un risparmio totale di 80.000 t di carbone.

La produzione della ghisa ammontava a 524.000 t nel 1934 ed arriva ora a 800.000 t, con una resa dell' 88% sul ferro contenuto nel minerale estratto dalla miniera. La meta fissata è di 1 milione di tonnellate anno. Concorrono a questa produzione le miniere dell'Elba, di Cogne, di Seguret, le sabbie ferrifere del Tirreno, i minerali di ferro e manganese dell'Argentario, la siderite della Nurra e di Spiazzo, le scorie etrusche e romane, le ceneri di pirite, i fanghi rossi della bauxite, le miniere di Traversella, della Val Seriana, della Val di Scalve ecc.

Il padiglione accanto, dedicato al piombo ed allo zinco, non differisce gran che nel criterio d'esposizione, salvo che è soppressa la parte storica, forse in considerazione del minore spazio disponibile. Anche qui troviamo un sotterraneo adattato a miniera, ove si possono osservare i metodi d'avanzamento in roccia dura ed in roccia franante, e tre grandi zone di coltivazione delle galene, blende e calamine sono a Campo Pisano, Predil e Montevecchio. E' riprodotta in plastico la stazione sotterranea di pompatura di Monteponi. E' data inoltre molta importanza alla metallurgia: prima l'arricchimento mediante flottazione, poi la fusione del piombo (modello al vero della parte anteriore d'un forno fusorio) e l'elettrolisi dello zinco. Si ricupera parecchio argento dalle galene (solfuri di piombo): è esposto un pane d'argento del peso di 250 kg, al titolo 999/1000, rappresentante il ricavo di due giorni di lavorazione dei sottoprodotti. Per lo zinco vediamo un forno (modello al vero) per la distillazione del metallo dai minerali ed un gruppo funzionante di celle elettrolitiche industriali, al vero, con elettrodi oscillanti (sollevati da una specie di albero a cammes), con ricupero del cadmio. L'elettrolisi si compie con 250 V e 2000 A; gli elettrodi sono di Al+Zn.

Come è detto nella mostra dell'Enios (pad. Autarchia), nell'industria dello zinco è utilizzato tutto, anche i sali bruciati e le ceneri di zincatura, i fumi dei forni a Zn ecc. in modo da ricuperare ogni traccia di metallo. La produzione giornaliera italiana è di 100 t, (del cadmio: 1 t), concorrendo alla produzione mondiale col 15%.

Segue il padiglione dell'alluminio, ma di questo si tratterà più avanti. Poi viene il padiglione del mercurio, uno dei pochi prodotti del sottosuolo di cui abbiamo sempre avuto abbondanza. La nostra partecipazione alla produzione mondiale nel 1930 era del 20%, nel 1937 salì invece al 66% in parte anche a causa della guerra civile spagnola che impedisce l'esportazione da Almadén. Tutti sanno che il Hg in Italia si estrae sotto forma di cinabro ad Idria e al Monte Amiata. I lettori di « Alluminio » conosceranno anche le applicazioni industriali e scientifiche di questo strano metallo: raddrizzatori di corrente, lampade ultraviolette, sublimato corrosivo, apparecchi vari, elettrolisi dei metalli alcalini. Ma pochi sapranno che gli ossidi di mercu-

rio ammorbidiscono il pelo destinato alla fabbricazione di cappelli e lo rendono più feltrante.

Il padiglione successivo è intitolato « Minerali vari ». Qui abbiamo alcune liete sorprese da registrare. Subito all'ingresso ci accoglie una barra d'oro fino, da kg 10,100 proveniente dalle miniere di Lavanchetto. Più avanti vedremo parecchie pepite d'oro estratte dalle sabbie del Ticino. Ma vi troviamo anche lo stagno italiano, metallo che pareva monopolio indiscutibile degli anglo-olandesi e che dopo 2000 anni si estrae di nuovo dalle Cento Camerelle di Monte Valerio. Vediamo il bell'antimonio di Sardegna ed il vanadio (ossido), eccellente catalizzatore in luogo del platino e legante di acciai speciali, estratto dalle ceneri della nafta. Non mancano parecchi minerali di manganese e ferro-manganese, pur esso importantissimo nella siderurgia e nell'industria delle leghe leggere. Troviamo anche nichelio e cobalto (Piemonte e Sardegna), molibdeno (Gonnosfanadiga), rame (Sa Duchessa, Funtana Raminosa), ma non ci è dato sapere fino a qual punto si copre il fabbisogno italiano. Certo che di Mo ad es. in Italia si producono ora 15 t, contro le 13600 dell' America. Son assai ammirate le apparecchiature, funzionanti, pel trattamento dei vari minerali ed una grandissima catasta di stagno italiano A.M.M.I.

Appresso viene il padiglione « Marmi e Pietre » che meriterebbe un articolo a sè, e quello dell'Africa Italiana, che oltre ad una mostra abbastanza scarna della Libia è dedicato sopratutto all'Etiopia. Qui per ora non è il caso di parlare di risultati, quando la conquista rimonta a 2 anni fa, bensì di ricerche in atto. E queste vi sono, principalmente per merito dell'Ispettorato minerario dell'A.O.I. e della COMINA: i risultati finora ottenuti lasciano bene sperare, specie in fatto di rame, stagno, metalli preziosi (oro e platino); ma non mancano i minerali di ferro e la lignite. D'iniziative industriali in questo campo la più degna di nota è la cementeria di Gurgussum (Massaua). Assai attraente la mostra della mica, che ne rivela oltre che l'abbondanza e la qualità, anche le molteplici e spesso poco note applicazioni.

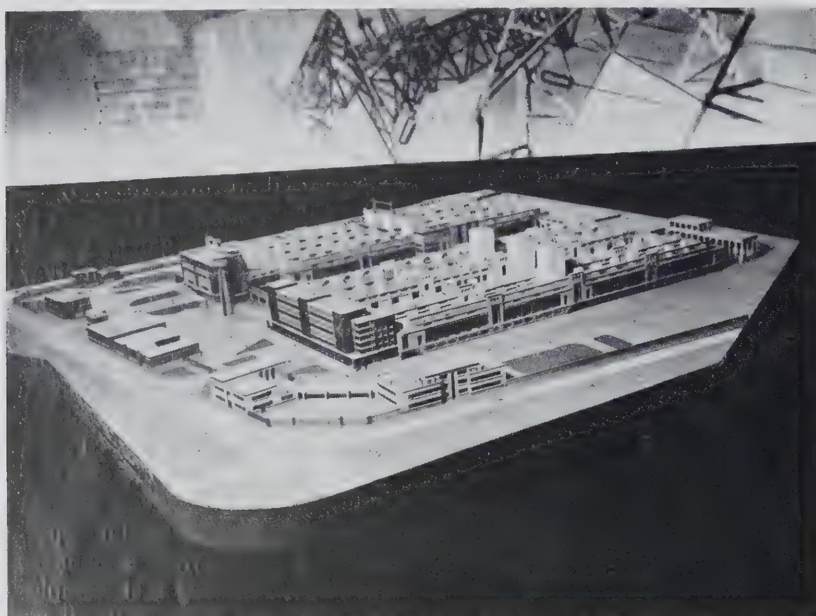


Fig. 4 - Plastico della nuova fabbrica d'alluminio di Bolzano, dell' I.N.A.

Due padiglioni successivi accolgono le industrie dello zolfo e delle piriti. Quanto allo zolfo, sono a tutti note le lunghe e non sempre liete vicende di questa nostra industria, nonchè le provvidenze del Governo fascista a favore d'essa e dei minatori. All'ingresso v'ha subito una visione veramente impressionante, al vero, come si svolga il lavoro in una zolfara: un plastico fiocamente illuminato di giallo mostra alcuni minatori intenti al loro duro lavoro. Attualmente l'Italia esporta 390.000 t di zolfo per 170 milioni di lire (1937).

Le piriti sono un potentissimo contributo all'autarchia, per le ceneri costituite da ossido di ferro (impuro di S) che ora in grande quantità si usano per estrarne appunto ferro. La industria italiana produce annualmente 1.750.000 t di H_2SO_4 e tanta cenere di pirite da ricavare 360.000 t di Fe.

Siccome poi le piriti (specie le spagnole) sono spesso cuprifere, a Porto Marghera si ricuperano 2000 t annue di rame.

Successivi padiglioni sono dedicati al talco, alla grafite, ai caolini e terre da refrattari, al vetro (notevole il quarzo di Davoli in Calabria, bianchissimo, in luogo della non più insostituibile terra di Fontainebleau per i vetri bianchi più fini), ai soffioni boraciferi di Larderello, colla nuova centrale geo-termo-elettrica da 48000 kW, di prossima inaugurazione; una mostra assai interessante e completa al salgemma ed al salmarino nonchè alla lavorazione dell'acqua di mare nelle saline italiane e dell' Impero; alla difesa della razza nel settore minerario; al commercio dei minerali e degli articoli da essi ricavati; ma su questi purtroppo non possiamo soffermarci per ragioni di spazio. Lo stesso dicasi del padiglione delle acque minerali, dove ampi diorami e pannelli illustrano l'antica nobiltà delle terme e fonti terapeutiche italiane invitando i sofferenti colla modernità delle stazioni balneari, mentre vezzose mescitrici offrono al pubblico bicchieri delle acque di Montecatini, Fiuggi, Chianciano ed altre.

Ci soffermeremo invece brevemente su due padiglioni che reputiamo sommamente importanti per l'autarchia: Armi ed Istruzione tecnica Mineraria.

Il Padiglione delle armi segue il criterio generalmente accettato dell'esposizione in ordine cronologico. Qui naturalmente la Mostra assume un aspetto essenzialmente meccanico. All'ingresso ci accolgono le bandiere storiche dei reggimenti dell'Esercito ed una grande statua di fante dormiente « collo zaino sotto la testa ». Poi vengono le armi antiche, di bronzo e di ferro. Fa uno strano effetto vedere esposte delle armi da gladiatore (cioè non da soldato) sotto un cartello che afferma essere quelle le armi con cui Roma conquistò l'impero del mondo. Dopo una ricchissima collezione d'armi medioevali vediamo i celebri cannoni Cavalli che furono i primi pezzi rigati: curiosa una bocca da fuo-

co tutta in ghisa (contro il bronzo allora usato); ha due righe sole, cal. 165, pesa kg 3358 ed i suoi proiettili, non essendo ancora inventate le corone di forzamento in rame portano due naselli esterni da incastrarsi come guida nelle righe! Ma la cosa più sorprendente per noi moderni è una bombarda in cuoio e corda, usata sulle galere veneziane. Chi volesse farsi una cultura completa sull'evoluzione delle armi da fuoco fino ad oggi ed il loro stato attuale, potrebbe appagarsi pienamente con quanto gli offre questo padiglione. Vi ritroviamo le armi della grande guerra e quelle attuali non meno formidabili, specie i nuovi pezzi da 149/40 a deformazione e da 210/22 idem, su ruote con semipneumatici. Il nuovo pezzo da 75/18 attrae gli sguardi di tutti i curiosi, in previsione forse d'un prossimo uso. La Marina e l'Aeronautica non son da meno: la prima espone i 9 proiettili da 381 che costituiscono la bordata delle corazzate tipo « Littorio », una serie di modelli di navi antiche e modernissime, il primo e il più recente modello di siluro ecc. La seconda espone, appeso al soffitto, il glorioso Fiat C. R. 32 da caccia, (che nei cieli di Spagna ha abbattuto finora 750 apparecchi avversari), ed altri due velivoli.

La mostra delle armi è completata da un obice pesante da 305/17 collocato assieme ad alcuni suoi proiettili sul piazzale d'onore compreso fra il padiglione delle armi e quello dell'istruzione tecnica.

L'insegnamento minerario non si può dire che sia assai sviluppato almeno come numero d'Istituti: siamo lontani dalla Germania colle sue « Bergakademien ». Anche questo è un riflesso del passato che certamente scomparirà. Per ora abbiamo solo due Facoltà d'ingegneria e quattro istituti medi che s'occupano dell'istruzione mineraria. In compenso, tali scuole superiori e medie sono assai ben attrezzate e s'ha l'impressione che ne debbano uscire tecnici di valore, aventi un'istruzione scientifica e pratica accurata e completa.

Dopo un atrio dedicato agli allievi delle scuole minerarie caduti in guerra, seguono alcune sale con strumenti scientifici (geomagnetici, torsionali, elettrici, topografici da superficie e da galleria, microscopi) fra cui notiamo un riuscito tentativo di porre a disposizione del pubblico alcuni microscopi Galileo e 24 sezioni sottili di minerali per ciascuno strumento; le sezioni sono montate su una tavoletta circolare di forse 30 cm di diametro e tutto lo strumento è chiuso entro una custodia di vetro. Il pubblico può così cambiare a piacimento i campioni senza recar danno agli strumenti.

Gli strumenti scientifici servono per accertare l'esistenza e l'estensiosione d'un giacimento: poi bisogna coltivarlo; ecco entrare in funzione le perforatrici. Qui non siamo ancora molto autarchici: gli apparecchi esposti sono tedeschi (tagliatrice-incastatrice con tre fioretti paralleli della Beien di Herne; incastatrice portatile a catena dentata e perforatrice elettrica Siemens con grosso stativo da miniera, sviluppa 2,3 HP) o americani (martelli pneumatici Ingersoll a mano ed a treppiede). Le cose vanno meglio coi compressori d'aria: ne abbiamo di rotativi (Pneumofore, Torino) ed alternativi (Motomeccanica, Enea Mattei) anche su carrello a pneumatici (Loro e Parisini). Fra gli apparecchi complementari spicca una macchina dell'ingegnere Sanguanini per la prova dei martelli pneumatici.

I minerali estratti si lavorano: ecco un modello di forno da zolfo a 6 celle ed uno per la riduzione dell'ossido di zinco. Ma assai più importante ci pare un impianto-modello funzionante di flottazione sistema Denver, in cui la schiuma passa attraverso quattro fasi, da densa e scura a leggera e bianca. Non mancano frantoi, crivelli, cernitrici magnetiche ecc. La parte più appariscente del padiglione è data però dall'impianto semi-industriale Breda per la preparazione meccanica dei minerali, in pieno funzionamento; il pubblico è così messo in grado di rendersi esatto conto di queste lavorazioni. Torniamo al padiglione dell'alluminio. S'entra in un atrio occupato da diorami e plastici: ma lo sguardo va subito in fondo al padiglione, attratto da una spirale ascendente che colle cifre riportate simboleggia l'ascesa della produzione; e da un lungo galleggiante in duralluminio (v. av.).

A destra nell'atrio si nota un diorama rappresentante una miniera di bauxite d'Istria; si vede l'abbattimento delle « tasche » di bauxite incassate nel calcare, ed il suo trasporto al mare. Si vedono dei cumuli di bauxite, ma sopratutto delle tazze contenenti bauxite, fluorite (da cui si ricava la criolite), allumite, leucite, come minerali d'alluminio e dolomia nonchè magnesite come minerali di magnesio. A sinistra, ancora nell'atrio, si ha un plastico di due regioni bauxitifere: l'Istria, i cui giacimenti si distribuiscono abbastanza regolarmente su una fascia trasversale; e S. Giovanni Rotondo (Foggia), di recente scoperta. Quivi 380 mila ettari di terreno sono stati studiati, 2100 m sondati meccanicamente e 3 milioni di tonnellate accertati. Mancano indicazioni sull'analisi di detta bauxite.

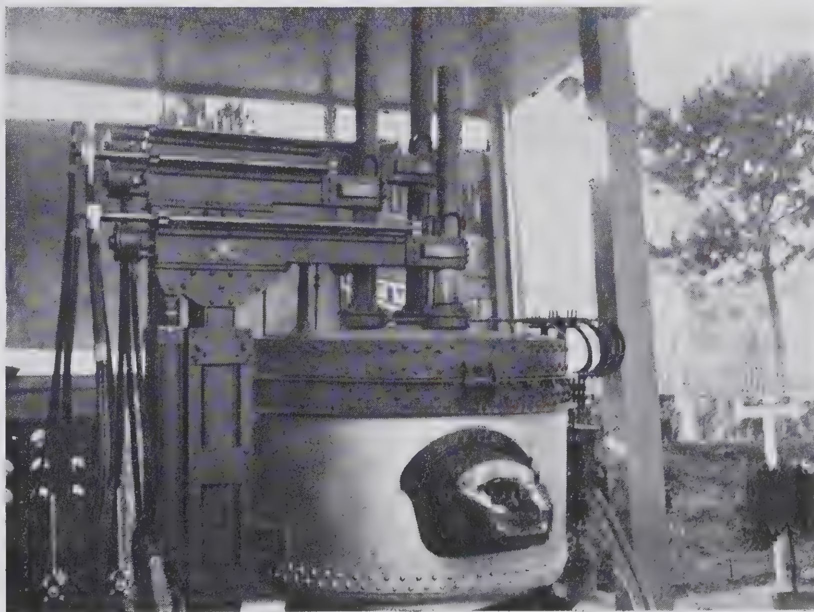


Fig. 5 - Forno elettrico « Tagliaferri », originale funzionante, pel trattamento di materiali ferriferi polverulenti.

Sulla spirale già detta, che sorge al centro del salone maggiore del padiglione, ecco le cifre della produzione dell'alluminio italiano dagli inizi ad oggi: 1907, 1500 t; 1922, 2500 t; 1938, 26000 t; e pel 1940 sono previste 40 mila t di metallo. Tutt'intorno, in circolo ecco le fasi della produzione: si parte da kg 440 di bauxite che necessitano di 1.700.000 calorie e di 32 kg di soda per ricavare 100 kg di Al; dopo il trattamento sodico restano 220 kg di fanghi rossi che danno 55 kg di ghisa e 7 kg di biossido di titanio. Ma s' ottengono anche 340 kg di idrato d'alluminio che dopo calcinazione lasciano 200 kg d'allumina; l' Al_2O_3 ci dà 100 kg di Al, coll'ausilio di 3900 kWh, 7 kg di criolite e 65 kg d'elettrodi di grafite. Tutte le sostanze nominate sono esposte in natura e nelle precise quantità indicate, assieme a due forni elettrici per alluminio, sezionati. Gli elettrodi sono forniti dalla A.G.I.P. che li fabbrica a Porto Marghera col semicoke residuo della distillazione del petrolio; ma una ditta piemontese espone in altro padiglione degli elettrodi in grafite naturale della Val Chisone, fra cui uno grandissimo da 800 mm di diametro! Nella prima fusione s'ottiene un alluminio al 99,5% che sale a 99,8% nella seconda fusione, e così il giro del salone è conchiuso.

Ma non sono questi i soli impieghi della bauxite. A parte quelli che saranno esposti più avanti in questo stesso padiglione, in altri si vedono applicazioni ad es. nel « minio trimetallico » (v. « Autarchia ») e nei refrattari dove le bauxiti ricche in silice, inutilizzabili nella nostra industria, trovano utile impiego. La produzione che nel 1922 fu di 67000 t, nel 1937 fu di 386.000 t.

Nel salone centrale notiamo anche alcuni plastici: quello della fabbrica d'allumina di Porto Marghera (S. A. V. A.) e quello della nuova fabbrica di alluminio di Bolzano (INA); nonchè cataste di verghe d'alluminio. V'è anche il già detto galleggiante in duralluminio e « chitonal », tutto chiodato, lungo circa 10 m, per idrovolante Cant. Z. 506 (Cantieri Riuniti dell'Adriatico, Monfalcone). Dietro esso è disposta una specie di tramezzo o fondale, costituito da profilati vari d'alluminio.

Una saletta è dedicata al magnesio e sue leghe. C'è un plastico dell'erigenda fabbrica di Mg di Bolzano, alcuni semilavorati di Mg ed elektron (di colore giallo), una ruota per trattrici pesanti d'artiglieria, pure in elektron. Notiamo le dolomiti altoatesine e le magnesiti valdostane.

Altra saletta è dedicata alla leucite. Qui si mostra come da questo proteiforme minerale «dei nostri vulcani, dal calcare dei nostri monti e dal sale del nostro mare» si possano ricavare sali potassici, del silico-calcare (?), dell'allumina e del carbonato sodico: una vera bazza. L'avvenire dirà se le speranze riposte nella leucite erano fallaci o no. C'è un plastico di Aurelia.

Segue una saletta dedicata alle altre applicazioni della bauxite: produzione di pigmenti colorati ed abrasivi, (corindone artificiale, vernici antiruggine) di cui vi sono campioni, assieme alla leucite spaccata e macinata. Vediamo una mola da cm 60 circa (velocità 45 m/sec) delle mole sottili pel taglio degli acciai, in corindone macinato e agglutinato con materiale ceramico, mattoni e muffole in refrattario ottenuto da bauxite; e vediamo altresì una ricca serie di prodotti chimici. Ecco ad es. la « lacca d'alluminio » (idrato precipitato secco) e vari pigmenti da essa ottenuti: nero, grigio, marrone, giallo, grigio-verde militare. La « Baslini » espone le sue zeoliti sintetiche per l'addolcimento delle acque, il bianco satin ed il solfato d'alluminio per cartiere, l'allume potassico, l'allumina idrata con 65% di Al_2O_3. La « Montecatini » dimostra come dalla bauxite si possa ricavare tutt'una serie di sali d'alluminio: mono- e distearato, formiato, gel d'allumina, ossido, solfato, cloruro anidro per sintesi organiche, allume. Manca ogni accenno al titanio.

Uscendo da queste salette entriamo in un altro campo, quello del metallo. Dei profilati abbiamo già detto. Ma ecco grossi rocchetti di corda d'alluminio dell'Ansaldo per condutture aeree; cavi d'alluminio rivestiti, della Pirelli, dove la sostituzione dell'Al al Cu rappresenta un'economia del 70%. Anche il magnesio non è dimenticato: ma è impossibile enumerare le svariatissime applicazioni dei due metalli nell'alimentazione (bidoni di latte), nell'imballaggio (stagnola, scatole), nei trasporti (motori, eliche, ruote) e persino nell'edilizia (anticorodal, coperture da tetto S.A.C.I.L.). Poco prima dell'uscita funziona una pressa che per imbutitura ricava in un istante certi tegamini che le signore del pubblico si contendono subito. Quivi è illustrata anche, in alcune grandi fotografie, l' attività dell' « Istituto Sperimentale Metalli Leggeri » di Milano.

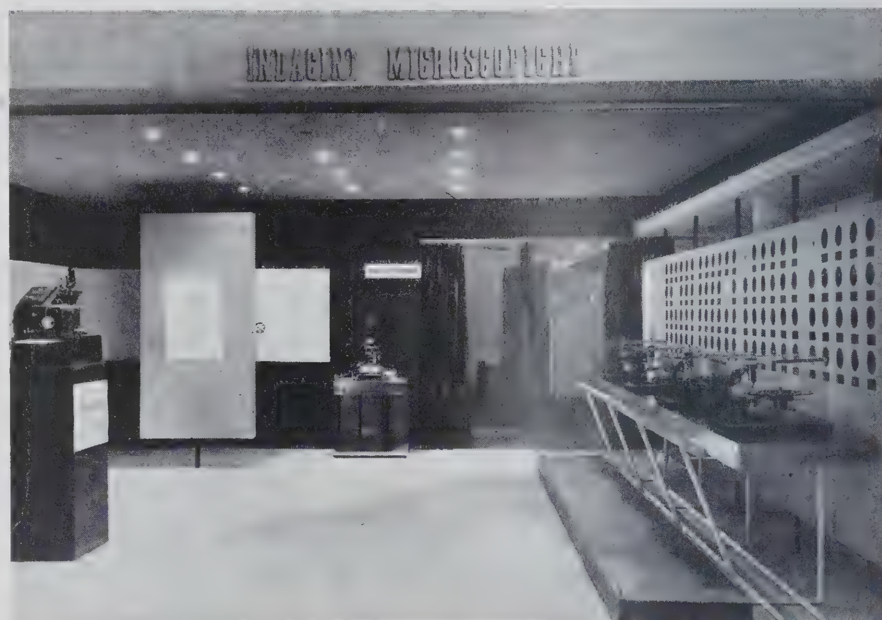


Fig. 6 - Sala dei microscopi del pad. « Istruzione Tecnica Mineraria ». A destra microscopi « Galileo » in custodie di vetro. In fondo, microscopio metallografico « Galileo ZC ».

Il grande padiglione dell'Autarchia collegato mediante un passaggio coperto a quello delle Ricerche ed Invenzioni, impressiona sia per le dimensioni (27 m d'altezza), sia per la armonia delle proporzioni, sia sopratutto per non essere così sovraccarico di materiale come gli altri. Una vetrina sobria, disposta di traverso,

contiene campioni dei minerali autarchici: pietre, minerali di Fe, Mo, Mn, Sb, Hg, talco, amianto, zolfo. Questa vetrina è lunga m 10; accanto v'ha una statua del Duce in tenuta da minatore.

Lungo le due pareti laterali vi sono stalli, a destra contenenti dati statistici sulla produzione ed il fabbisogno italiano nei principali minerali e la posizione dell'Italia nel mondo in fatto di produzione mineraria; a sinistra, v'è una riuscita mostra organizzata dall' ENIOS per la lotta contro gli sprechi. Già parlammo della pirite dalle cui ceneri un tempo buttate via, ora si ricava ferro, dei fanghi rossi che forniscono pure ferro, con titanio (TiO_2), e dello zinco. Ma ecco il ricupero dello stagno e del ferro dai ritagli di latta, del rame e sue leghe, dalle spazzature di fonderia ed altri cascami, del cotone minerale dalle scorie d'altoforno (ottimo coibente), dei combustibili liquidi e delle mattonelle stradali dall'asfalto, ancora del rame dalle discariche delle miniere antiche ed analogamente del ferro dalle scorie etrusche. Si vede che in questo campo molto s'è fatto e molto resta da fare.

Nel passaggio coperto anzidetto trovano posto alcuni strumenti e forni minerari antichi: protosardi, etruschi, romani ecc. ed un grande pannello rappresentante il litorale tirrenico ove la Terni sfrutta le magnetiti delle sabbie ferrifere. Il totale di tali magnetiti è stimato a 3 milioni di t, equivalenti a 1,8 milioni t di Fe. Successivamente entriamo nella sala delle ricerche geofisiche del sottosuolo, con un paesaggio alpestre ed uno etiopico. Accanto agli apparecchi ideati dallo Zabelli per applicare il suo metodo « variohmetrico » (misura della variazione in Ohm della resistenza degli strati geologici) e quello dei « potenziali naturali », troviamo i ben noti ed apprezzati strumenti « Askania » di Berlino: la bilancia a torsione S 20 e le bilancie magnetiche. C'è anche un meteorite della Somalia, del peso di 25 kg.

Entriamo così nel vasto salone dove è organizzata la maggior parte della mostra delle Ricerche ed Invenzioni. Questa mostra però ha un carattere sopratutto retrospettivo e pare voglia continuare l'opera del Gioberti, che affermò « Il primato degli Italiani », anche nel campo della meccanica. Vediamo infatti le macchine costruite fin dal 1904 per captare la forza dei soffioni di Larderello, due cernitrici magnetiche, risp. di Quintino Sella e di Erminio Ferraris, due perforatrici risp. del Piatti (usata nella perforazione del Moncenisio) e del Sommeiller e molte altre ancora. Ma non mancano nemmeno le macchine più moderne per lo scavo e la preparazione meccanica dei minerali. Grande è l'interessamento del pubblico dinanzi allo stallo della Vetreria R. Esercito, la quale produce strumenti ottici per artiglieria e topografici pel genio, nonchè vetro ottico proprio (sono esposti dei dischi di circa 30 cm di diametro) fabbricato con crogiuoli di terra refrattaria nazionale (è esposto un crogiuolo spezzato dopo fusione, contenente 500 kg di vetro al crown-bario); nonchè allo stallo dell' Istituto del Boro Silicio di Firenze, che pure espone del vetro d'ottica e semi-ottica di sua produzione, grezzo e lavorato a lenti di occhiali, a prismi vari, a lenti astronomiche, fra cui spicca una lente di mm 500 di diametro, nonchè un obbiettivo da telescopio Galileo, diam. 164 mm. I crogiuoli di terra italiana esposti hanno resistito benissimo a 26 fusioni mentre un crogiuolo estero pure esposto, dopo 10 fusioni di vetro al boro (pochi kg) risulta distrutto.

Per la nostra industria ha interesse lo stallo che i due Istituti di Chimica industriale di Bologna e di Napoli delle Università hanno ordinato in comune. Vi sono esposti dei campioni di caolino sardo grezzo e lavato, delle argille sarde idem, e refrattari, aventi un ottimo aspetto, ottenuti da questi materiali nazionali. Così pure vi sono dei mattoni refrattari ottenuti dalla bauxite di Selva di Piro, un tipo povero con $SiO_2 = 13 - 25\%$. Non manca la leucite (sono affisse le pubblicazioni del compianto prof. S. E. Parravano al riguardo) ed il diagramma del processo Blanc, nè un interessante esperimento compiuto con argille decoloranti della Lucchesia, dimostrante la superiorità di queste terre rispetto alle estere nella decolorazione degli olii al solfuro. Anche la « Sargem » espone dei caolini da ceramica, lavati e depurati così da essere bianchissimi, estratti nella zona fra Cerveteri e S. Marinella.

I bossoli dell'ing. Soncini di Brescia, costruiti in acciaio ossidato artificialmente in bleu scuro, dovrebbero sostituire quelli d'ottone usati nelle forze armate, riducendo le importazioni di rame. E' facile arguire che questi bossoli dovrebbero sopportare anche un maggior numero di colpi e quindi durare più a lungo.

Tutt' una parete della sala è occupata da un laboratorio funzionante per analisi chimiche, micrografiche ed elettrolitiche delle rocce. Concorrono alla mostra le ditte Galileo (principalmente col microscopio ZC), C. Erba e Rastelli. Un lato che non tutti tengono presente, è quello dell'igiene del minatore. A parte il padiglione della « Difesa della razza nel settore minerario » che purtroppo non possiamo descrivere minutamente, qui troviamo lo stallo dell' Istituto di Sanità Pubblica, con un gabinetto attrezzato per ricerche batteriologiche e colla documentazione della vittoriosa lotta compiuta contro l'anchilostoma duodenale, parassita che vivendo nel terreno umido colpisce di preferenza i minatori. Sono esposti dei modellini di latrina ambulante (affinchè i minatori evitino l'infezione del parassita per questa via) montata su vagoncino Décauville e di caldaia per sterilizzazione pure ambulante, a vapore. Non mancano diapositive illustranti il ciclo di sviluppo dell'anchilostoma e le date dimostranti il primato italiano in questo campo: nel 1838 il Dubini scopre il parassita, nel 1879 il Perroncito scopre che è desso la causa della « malattia dei minatori »; nel 1910 il Previtera indica il $FeSO_4$ come mezzo per distruggerne le larve sul suolo della miniera. Dal 1932 il parassita si combatte colla calciocianamide, sopratutto nei campi coltivati.

Fuori del padiglione, ma appartenenti ad esso, sono due stalli, l'uno comprende fra altri apparecchi una sonda perforatrice a percussione, di ideazione italiana, con cui si sono fatti sondaggi per ricerca d'acque salsoiodiche, fino a 1000 m. Un altro è il « forno elettrico Tagliaferri » appositamente ideato per fondere sabbie ferrose ed altri materiali poveri, come fanghi rossi di bauxite, senza agglomerazione previa. Il forno assorbe 120 kW con 1400 A, è trifase con tre elettrodi di grafite alzabili separatamente, sopporta 1500° e fornisce 2-3 t di ferro per ogni colata. La sera dell'inaugurazione della Mostra, al comando del Duce, si fece la colata di un gigantesco gladio romano, del peso di 1,5 t, con materiale proveniente dalle sabbie ferrifere di Nettuno; tale getto è rimasto esposto nel suo campo di colata, a dimostrazione delle possibilità del forno, ma anche delle materie prime italiane.

V. Broglia.

(Fotografie di V. Broglia).

CONCORSI

Concorso a tre Borse di Studio presso l'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri

Milano - Via Principe Umberto, 18

Art. 1. — Nell'intento di approfondire le conoscenze tecniche intorno alle caratteristiche ed alle possibilità di impiego dei metalli leggeri e delle loro leghe, con la formazione di ricercatori e tecnici in conformità alle direttive autarchiche del Governo Fascista, la Società Nazionale dell'Alluminio (SNAL), l'Industria Nazionale Alluminio (INA), la Società Alluminio Veneto Anonima (SAVA) e la Società Lavorazione Leghe Leggere (L.L.L.), istituiscono 3 borse di studio di L. 10.000,— annue lorde per allievi che seguano i corsi di specializzazione e le esercitazioni di laboratorio presso l'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri del Consorzio Alluminio Società Anonima.

Art. 2. — Al concorso potranno partecipare gli aspiranti che si trovino nelle condizioni di aver conseguito in Università o Istituti Superiori del Regno, uno dei seguenti titoli accademici:

a) laurea di ingegneria chimica,
b) laurea di chimica industriale,
c) laurea di chimica pura,
d) laurea di ingegneria industriale meccanica,
e) laurea di ingegneria industriale elettrotecnica,
f) laurea di fisica.

Gli aspiranti forniti dei titoli di studio sopra indicati dovranno avere conseguito una media delle votazioni di esame non inferiore a 85/100.

Sono esclusi dal concorso coloro i quali abbiano conseguito la laurea da più di 5 anni, abbiano superato il ventottesimo anno di età e non abbiano ancora soddisfatto agli obblighi di leva.

La conoscenza delle lingue inglese e tedesca costituirà, a parità di altri titoli, elemento di preferenza; gli aspiranti che si dichiarino in possesso delle condizioni sopra indicate, saranno sottoposti ad un esame pratico costituito dalla traduzione di un testo scientifico.

Art. 3. — Gli aspiranti dovranno far pervenire alla Direzione dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri (Via Principe Umberto 18 - Milano), entro 60 giorni dalla data di pubblicazione del presente regolamento, le domande in carta semplice scritte e sottoscritte di proprio pugno, con l'indicazione delle generalità e con l'indirizzo al quale dovranno essere inviate le eventuali comunicazioni. All'atto della presentazione della domanda dovrà essere documentato il possesso dei requisiti e l'osservanza delle condizioni di cui all'art. 2.

La data di presentazione delle domande e dei documenti è stabilita dal bollo a calendario apposto dall'Istituto ricevente.

Art. 4. — L'adempimento delle condizioni indicate negli articoli precedenti non vincola le Società ad accogliere le domande di ammissione al concorso.

L'esame dei titoli verrà eseguito dalla Commissione di cui all'articolo seguente, il parere della quale è insindacabile. Le assegnazioni dovranno, in ogni caso, essere limitate al numero di posti messi a concorso.

Art. 5. — Il giudizio sui titoli è formulato da apposita Commissione così composta:

a) il Presidente della Società SNAL o persona dallo stesso designata,
b) il Presidente della Società INA o persona dallo stesso designata,
c) il Presidente della Società SAVA o persona dallo stesso designata,
d) l'Amministratore Delegato della Società L.L.L. o persona dallo stesso designata,
e) il Direttore Generale del gruppo ASA-L.L.L.,
f) il Capo dei Servizi Metallurgici del gruppo ASA-L.L.L., Direttore dell'Istituto Sperimentale per i Metalli Leggeri.

Potranno essere chiamati a far parte della Commissione, con parere consultivo, esperti delle lingue inglese e tedesca.

Art. 6. — A parità di merito, verrà data la precedenza:

a) agli orfani di guerra,
b) ai feriti o mutilati per la causa fascista o per la guerra etiopica, ai decorati al valore od ai promossi per merito di guerra,
c) ai coniugati in relazione anche al numero dei figli,
d) ai combattenti in A.O.I. che abbiano passato un periodo di almeno sei mesi in zona di operazioni,
e) agli iscritti al Partito Nazionale Fascista.

Art. 7. — Nel caso di rinuncia da parte degli aspiranti dichiarati vincitori, la Commissione potrà provvedere alla nomina di quegli aspiranti idonei che susseguono immediatamente in graduatoria i concorrenti rinunciatari.

Art. 8. — Gli aspiranti prescelti verranno ammessi alla frequenza dell' Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri, osservandone l'orario fissato e le disposizioni regolamentari nello stesso vigenti.

La borsa di studio di cui saranno aggiudicatari verrà ripartita in assegni mensili di L. 835 lorde. Il corso di specializzazione avrà la durata di mesi 12.

Art. 9. — La frequenza potrà venire in ogni e qualsiasi momento sospesa dalla Direzione dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri, sia per motivi disciplinari, sia per scarsa applicazione o per insufficiente rendimento. Il provvedimento di sospensione implica la revoca della borsa di studio per la parte non ancora usufruita.

Art. 10. — Al termine del periodo di perfezionamento la Commissione di cui all'art. 5 procederà alla valutazione delle note informative emesse dalla Direzione dell' Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri e rilascerà un attestato di frequenza al personale che abbia seguito il corso con profitto.

Art. 11. In relazione all'esito conseguito le Società: SNAL, INA, SAVA e L.L.L., si riservano di rinnovare l'iniziativa anche negli anni successivi.

Istituzione dei corsi per la formazione ed il perfezionamento dei lavoratori

(Regio Decreto-Legge 21 giugno 1938-XVI, N. 1380)

Art. 1. — I corsi per lavoratori hanno lo scopo di formare e di accrescere la capacità tecnica e produttiva dei lavoratori stessi in relazione ai bisogni della economia nazionale.

Art. 2. — Tutti i corsi sono posti sotto l'alta vigilanza del Ministero dell'educazione nazionale.

Art. 3. — Il P. N. F., le Confederazioni dei datori di lavoro e dei lavoratori, quest'ultime d'intesa fra loro, provvedono direttamente, o mediante appositi Enti, alla attuazione dei corsi.

Il P. N. F., le Confederazioni e gli Enti, eventualmente istituti, inviano annualmente al Ministero dell'educazione nazionale le proposte relative ai piani dei corsi dandone anche comunicazione al Ministero delle corporazioni.

Tali proposte devono essere debitamente motivate e recare l'assicurazione che, per ciascuna iniziativa, è stabilito il necessario finanziamento.

Il Ministero dell'educazione nazionale, presa cognizione di tutte le proposte pervenute, nonchè dei corsi di cui all'art. 12, e del programma dei corsi temporanei per contadini di cui all'art. 6, comunicatogli dal Ministero dell'agricoltura e delle foreste, stabilisce ogni anno, di concerto con il Ministero delle corporazioni, e sentito il Comitato centrale dei consorzi di istruzione tecnica, il piano dei corsi da attuare nei vari settori delle attività produttive.

Le eventuali variazioni ai piani annuali, debitamente motivate, sono comunicate al Ministero dell'educazione nazionale ed al Ministero delle corporazioni.

A cura del Ministero per l'educazione nazionale e di quello per le corporazioni sono sottoposte al Comitato corporativo centrale apposite relazioni sui corsi per la formazione ed il perfezionamento dei lavoratori.

Art. 4. — Per la effettuazione di tutti i corsi devono essere utilizzate le scuole e gli istituti d'istruzione tecnica fino al massimo della potenzialità delle loro attrezzature e dei loro impianti, resi sempre più adeguati agli sviluppi ed al progresso della tecnica. I corsi che non possono tenersi presso scuole ed istituti di istruzione tecnica possono essere svolti presso fabbriche, stabilimenti ed aziende od istituzioni adatte allo scopo.

Le spese che le scuole e gli istituti Regi eventualmente sosterranno per l'effettuazione dei corsi dovranno essere loro rimborsate e le somme relative dovranno essere contemplate nel piano di finanziamento dei corsi.

Art. 5. — I corsi per lavoratori si distinguono:

1° nel settore agrario in:
a) corsi temporanei per contadini;
b) corsi per la formazione di lavoratori agricoli specializzati;
c) corsi per la formazione di colonizzatori;

2° nel settore industriale in:
a) corsi di primo addestramento;
b) corsi per la formazione di operai qualificati;
c) corsi per la formazione di operai specializzati;
d) corsi di perfezionamento;

3° nel settore commerciale in:
a) corsi di primo addestramento;
b) corsi per la formazione di lavoratori qualificati e specializzati;
c) corsi per piccoli esercenti;
d) corsi di perfezionamento;

4° nel settore del credito e della assicurazione in:
a) corsi di perfezionamento per i lavoratori delle aziende di credito;
b) corsi di formazione e corsi di perfezionamento per i lavoratori delle aziende di assicurazione;
c) corsi di formazione e corsi di perfezionamento per i lavoratori dei servizi tributari appaltati.

Art. 6. — I corsi temporanei per contadini, di cui all'art. 5, n. 1, lett. *a*), mirano a diffondere fra di essi la conoscenza delle razionali pratiche agricole.

Tali corsi possono essere generali e speciali; i primi hanno per argomento gli elementi fondamentali dell'agricoltura; i secondi determinate operazioni e pratiche agricole e zootecniche; essi sono disciplinati dalla legge 16 giugno 1932-X, n. 826, e dal R. decreto-legge 17 maggio 1938 Anno XVI, n. 1149.

Art. 7. — Gli altri corsi del settore agrario di cui all'art. 5, n. 1, lettere *b*), *c*), hanno gli scopi seguenti:

b) i corsi per la formazione dei lavoratori agricoli specializzati mirano a preparare le maestranze idonee all'esercizio di determinati rami delle attività agricole e di quelle rurali di trasformazione;

c) i corsi per la formazione di colonizzatori mirano a dare ai coloni, ai compartecipanti in genere, ai salariati e braccianti, ai piccoli proprietari ed affittuari di diretti coltivatori, che si preparano ad assumere in ambienti diversi dal proprio la coltivazione di organiche unità poderali, le cognizioni all'uopo necessarie, in relazione alle particolari esigenze dell'economia agraria del nuovo ambiente.

Art. 8. — I corsi del settore industriale, di cui all'art. 5, n. 2, hanno gli scopi seguenti:

a) i corsi di primo addestramento, sono istituiti per formare, specialmente con esercitazioni pratiche, le capacità di lavoro dei licenziati dalle scuole elementari, che risiedono in località ove non sono istitute scuole

o corsi secondari di avviamento professionale, e che si avviano a mestieri industriali;

b) i corsi per la formazione di operai qualificati sono istituiti per gli apprendisti assunti nelle aziende industriali a norma delle disposizioni relative alla disciplina dell' apprendistato e per gli operai non qualificati che, occupati nello stesso mestiere o in un mestiere affine, documentato dal libretto di lavoro, aspirano a diventare operai qualificati;

c) i corsi per la formazione di operai specializzati sono istituiti per operai qualificati che aspirano a diventare operai specializzati;

d) i corsi di perfezionamento si propongono di approfondire la capacità professionale degli operai qualificati e specializzati per adeguarla a particolari caratteristiche di lavorazione ed ai nuovi processi della tecnica produttiva.

Art. 9. — I corsi del settore commerciale, di cui all'art. 5, n. 3, hanno gli scopi seguenti:

a) i corsi di primo addestramento sono istituiti per accrescere sopratutto con concrete esercitazioni pratiche, la capacità di lavoro di coloro che si avviano ad un mestiere commerciale;

b) i corsi per la formazione di lavoratori qualificati e specializzati sono istituiti per gli apprendisti assunti nelle aziende commerciali a norma delle disposizioni relative alla disciplina dello apprendistato, e per coloro che avendo superato un corso di primo addestramento, o essendo occupati in aziende commerciali, con mansioni non qualificate, aspirano a diventare lavoratori qualificati e specializzati;

c) i corsi per piccoli esercenti hanno lo scopo di fornire le necessarie nozioni teoriche e pratiche per la gestione diretta delle piccole aziende;

d) i corsi di perfezionamento si propongono di approfondire la capacità professionale dei lavoratori qualificati e specializzati per adeguarla a particolari caratteristiche di lavoro.

Art. 10. — I corsi del settore del credito, delle assicurazioni e dei servizi tributari appaltati, di cui all'artic. 5, n. 4, hanno gli scopi seguenti:

a) i corsi di perfezionamento per i lavoratori delle aziende di credito mirano ad approfondire le capacità tecniche professionali dei lavoratori stessi per adeguarle a particolari caratteristiche, anche in riferimento alle nuove esigenze della funzione creditizia;

b) i corsi di formazione per i lavoratori delle aziende di assicurazione hanno lo scopo di addestrare i produttori di assicurazione; quelli di perfezionamento di approfondire le capacità tecniche professionali sia dei produttori che dei lavoratori interni;

c) i corsi di formazione per i lavoratori dei servizi tributari appaltati mirano a preparare in ispecie gli ufficiali esattoriali e gli agenti daziari; quelli di perfezionamento hanno lo scopo di approfondire le capacità tecniche dei lavoratori che si sono dedicati a tale specifico campo di attività.

Art. 11. — Appositi corsi possono essere istituiti per i lavoratori disoccupati sia per renderli più idonei all'esercizio della propria attività in relazione alla possibilità di ripresa del lavoro nel rispettivo settore, sia per addestrarli in mestieri o mansioni affini per i quali vi sia richiesta di mano d'opera.

A tali corsi sono iscritti i lavoratori disoccupati scelti, in relazione alle loro attitudini, dalle Associazioni sindacali competenti d'intesa con l'Istituto nazionale fascista della previdenza sociale.

Art. 12. — Oltre ai corsi di cui agli articoli precedenti possono essere istituiti in relazione a particolari necessità:

1) corsi per la preparazione della donna alle mansioni che le sono proprie;
2) corsi aziendali posti sotto la vigilanza dell' Ispettorato corporativo. Il piano di tali corsi, ove siano costituiti gli Enti di cui all'articolo 3, sarà stabilito dagli Enti stessi;
3) corsi rispondenti alle esigenze dell'artigianato;
4) corsi per l'addestramento della mano d'opera complementare per le fabbricazioni di guerra. A tali corsi provvede e sovraintende di intesa con i Ministeri dell'educazione nazionale e delle corporazioni, il Commissariato generale per le fabbricazioni di guerra, sia presso gli stabilimenti interessati, sia presso appositi «Centri di formazione maestranze».

Art. 13. — I programmi d'insegnamento e la durata dei corsi sono stabiliti od approvati dal Ministero dell'educazione nazionale, in rapporto al tipo del corso ed alla natura delle attività cui il corso stesso è indirizzato.

I corsi possono avere orario serale o diurno. L'orario di ciascun corso è stabilito dal direttore secondo le esigenze della produzione e dell'insegnamento e secondo che gli allievi sono occupati o disoccupati.

Art. 14. — Quando i corsi sono suddivisi in classi, alle classi successive alla prima di ogni corso, si accede con esame di promozione dalla precedente.

Nel settore agrario, al termine dei corsi per la formazione dei lavoratori agricoli specializzati, l'allievo sostiene un esame di idoneità, diretto ad accertare se abbia raggiunto il grado di preparazione per essere dichiarato specializzato per il ramo seguito.

Nel settore industriale, al termine dei corsi per la formazione di operai qualificati e di operai specializzati si sostengono esami di idoneità, rispettivamente per operai qualificati e per operai specializzati.

Nel settore commerciale, al termine dei corsi per la formazione di lavoratori qualificati e specializzati, e dei corsi per piccoli esercenti, si sostengono esami di idoneità rispettivamente per lavoratori qualificati e specializzati e per piccoli esercenti.

Nel settore del credito, dell'assicurazione e dei servizi tributari appaltati, al termine dei corsi di formazione di cui all'art. 10 si sostengono gli esami di idoneità per le mansioni corrispondenti ai corsi stessi.

Ai rispettivi esami di idoneità per lavoratori qualificati possono presentarsi anche gli apprendisti che non abbiano frequentato i relativi corsi ma che siano in possesso della licenza di scuola secondaria di avviamento professionale di tipo corrispondente all'azienda presso la quale lavorano, e che abbiano compiuto il prescritto periodo di apprendistato.

Art. 15. — Possono inoltre essere tenuti esami di profitto, o rilasciati certificati di frequenza:

a) nel settore agrario, alla fine dei corsi per la formazione di colonizzatori;
b) nel settore industriale, alla fine dei corsi di primo addestramento e dei corsi di perfezionamento;
c) nel settore commerciale, alla fine dei corsi di primo addestramento e dei corsi di perfezionamento;
d) nel settore del credito, dell'assicurazione e dei servizi tributari appaltati, alla fine dei corsi di perfezionamento.

Art. 16. — Per gli esami di cui agli articoli 14 e 15, le Commissioni giudicatrici sono costituite del direttore, di due insegnanti del corso nominati dal direttore stesso e di due rappresentanti, uno dei datori di la-

voro ed uno dei lavoratori particolarmente esperti designati dalle rispettive Unioni provinciali od interprovinciali e di un rappresentante dell'Ispettorato corporativo competente.

E' in facoltà del Ministero dell'educazione nazionale di inviare agli esami un proprio commissario con funzioni di presidente della Commissione.

Art. 17. — I moduli degli attestati di idoneità ed i moduli dei certificati di profitto e di frequenza sono stabiliti per tutti i corsi dal Ministero dell' educazione nazionale, di concerto con il Ministero delle corporazioni, e per i corsi di cui all'art. 6, di concerto con il Ministero dell'agricoltura e delle foreste.

Art. 18. — Gli attestati ed i certificati di idoneità, di profitto e di frequenza costituiscono titolo per la iscrizione di lavoratori negli elenchi di categorie degli uffici di collocamento.

Nei libretti di lavoro istituiti dalla legge 10 gennaio 1935-XIII, n. 112, saranno apposte le indicazioni relative agli esami superati ed agli attestati, o certificati, conseguiti nei corsi contemplati dagli articoli precedenti.

I lavoratori che hanno conseguito i predetti attestati hanno titolo di preferenza, in conformità della legge sulla disciplina dello apprendistato per le assunzioni alle funzioni, per le quali hanno avuto la idoneità, nei posti disponibili nella azienda presso la quale sono occupati, o in quelle appartenenti alla stessa branca produttiva.

Art. 19. — Tutti i corsi di cui ai precedenti articoli sono di norma gratuiti.

Art. 20. — Il personale direttivo, insegnante e tecnico dei corsi è scelto fra il personale corrispondente delle scuole e degli istituti di istruzione tecnica, fra il personale di fabbriche, stabilimenti ed aziende od anche fra altre persone, particolarmente esperte.

Per i compensi dovuti al personale addetto ai corsi che non siano attuati presso scuole ed istituti regi di istruzione tecnica saranno tenute presenti, di norma, le tabelle delle retribuzioni per il personale di dette scuole ed istituti.

Art. 21. — Nelle località, dove sono istituiti:

i corsi di primo addestramento industriale ed i corsi per operai qualificati di cui alle lettere *a*) e *b*) dell'art. 8 ed ai nn. 2, 3, 4 dell'art. 12;

i corsi di primo addestramento commerciale di cui alla lettera *a*) dell'art. 9:

gli apprendisti, di età inferiore ai 18 anni, che non siano in possesso di licenza di scuola secondaria di avviamento di tipo corrispondente all'azienda presso la quale lavorano sono tenuti a chiedere la iscrizione ai corsi stessi ed a frequentarli se ammessi.

I datori di lavoro, presso i quali gli apprendisti suddetti sono occupati, hanno l'obbligo di concedere loro la possibilità di frequentare il corso.

Per gli apprendisti, che risiedano a distanza superiore a 3 chilometri dal centro abitato in cui si attua il corso, gli obblighi predetti non sussistono nè per i lavoratori, nè per i datori di lavoro.

Art. 22. — La inosservanza degli obblighi di cui all'articolo precedente, dà luogo alle seguenti sanzioni:

a) agli apprendisti, che non frequentano regolarmente le lezioni sarà trattenuto dal datore di lavoro un quinto del salario giornaliero per ogni assenza non giustificata:

b) per i datori di lavoro, che non concedano la libertà necessaria ai giovani obbligati alla frequenza dei corsi, una ammenda da L. 5 a L. 50 per giovane, raddoppiabili in caso di recidiva.

Per l'applicazione delle ammende di cui alla lettera *a*) la Direzione del corso notificherà settimanalmente al datore di lavoro presso il quale l'apprendista è occupato, il numero delle assenze non giustificate. Il datore è obbligato a versare la somma corrispondente alla Direzione del corso.

Per l'applicazione delle ammende di cui alla lettera *b*) verranno elevate contravvenzioni dall' Ispettorato corporativo, su indicazione della Direzione del corso.

Le somme versate alla Direzione del corso saranno devolute agli Enti di cui all'art. 3, o, in mancanza, agli Enti finanziatori dei corsi.

Art. 23. — Sono abrogate le disposizioni contrarie a quelle del presente decreto o con esse incompatibili.

Il presente decreto sarà presentato al Parlamento per la conversione in legge. Il Ministro proponente è autorizzato alla presentazione del relativo di segno di legge.

Per lo studio delle discipline minerarie, metallurgiche e geologiche

E' aperto, presso la R. Università di Roma, un concorso alle seguenti borse di studio per l'anno accademico 1938-39:

a) nove borse di studio di lire 5000 ciascuna, a favore di altrettanti studenti iscritti al corso triennale di applicazione per il conseguimento della laurea in ingegneria mineraria, da ripartirsi alla misura di tre per ciascun anno di corso;

b) una borsa di studio di L. 5000, a favore di uno studente iscritto al corso annuale di perfezionamento in mineraria o metallurgia;

c) otto borse di studio di L. 5000, a favore di altrettanti studenti iscritti al corso per il conseguimento della laurea in scienze geologiche, da ripartirsi nella misura di due per ciascun anno di corso.

Le borse di studio suddette saranno conferite da S. E. il Ministro per l'educazione nazionale, su proposta dei Consigli delle competenti Facoltà d'ingegneria mineraria e di scienze fisiche, matematiche e naturali, ai candidati che abbiano riportato le migliori votazioni negli esami consigliati dalla Facoltà per l'anno scolastico 1938-39, se si tratta di studenti iscritti al corso per la laurea in ingegneria mineraria o al 2°, 3° o 4° anno per la laurea in scienze geologiche; oppure negli esami che costituiscono titolo per l'immatricolazione universitaria, se si tratta di iscritti al primo anno di scienze geologiche; oppure nell'esame di laurea, se si tratta di iscritti ai corsi di perfezionamento in mineraria e metallurgia.

Le domande di partecipazione al concorso, redatte su carta bollata da L. 4 e indirizzate al Rettore della R. Università di Roma, dovranno pervenire alla Università (Rettorato) non più tardi delle ore 12 del 10 dicembre 1938; dovranno inoltre essere corredate dei documenti di rito.

Gente Nostra

La Direzione Generale dell'O.N.D. svolge da anni attraverso la sua complessa organizzazione editoriale — *Gente Nostra,* settimanale illustrato, edizioni nazionali e provinciali per grandi avvenimenti — una propaganda non soltanto organizzativa, che attraverso i Dopolavoro raggiunge ogni regione, provincia e Paese d'Italia. E' quindi opportuno tener presente questa caratteristica delle edizioni O.N.D., la imponente tiratura di esse, potenziata da una diffusione precisa, metodica, vastissima, e efficacia propagandistica — d'indiscussa utilità pratica — che tali pubblicazioni presentano .

NOTIZIARIO ECONOMICO

L'industria dell'alluminio in Giappone

Lo straordinario progresso in questi ultimi anni dell'industria mondiale dell'alluminio dimostra la grande vitalità di questa nuova forma di attività produttiva caratterizzata da continuo progredire della tecnica, da sempre più varia utilizzazione delle materie prime e da costante ricerca di nuove possibilità di utilizzo. Ambiente favorevole a questo succedersi di sforzi, vòlti a realizzazioni sempre più perfette, sono le nazioni giovani e vigorose: quelle in cui più urgente è sentita la necessità di rendersi indipendenti dall'estero per prodotti d'inevitabile importazione. Esempio classico fra questi paesi, il Giappone, dove l'industria dell'alluminio, ignota solo pochi decenni or sono, è divenuta attualmente di importanza fondamentale per il paese.

Sulle origini di questa industria si nota un fatto curioso: se si eccettuano alcuni tentativi produttivi di trascurabile importanza, durante la guerra mondiale, con mezzi tecnici inadeguati, l'industria giapponese dell'alluminio non è stata affatto « giapponese » nei suoi primordi, ma «mancese» (progetto nel 1932 di uno stabilimento a Mukden). Gli industriali giapponesi però non tardarono a comprendere i vantaggi che si potevano ritrarre da questa industria e, preparati gli elementi tecnici necessari presso i più importanti centri di produzione europei ed americani, affrontarono il problema con la loro caratteristica rapidità di esecuzione.

Ecco sorgere poco dopo, sempre in Manciuria, una società nippo-mancese col cap. di 5 mil. di yen e capacità produttiva annua in origine di 5000 t, passate poi immediatamente a 12.000 t per ulteriori impianti, e nascere in Giappone (per iniziativa, nel febbraio 1934, della *Nippon Denki Kogyo K.K.*) proprio a Yokohama un primo stabilimento nazionale per la produzione di questo metallo, con capacità iniziale di 1.500 t, raddoppiata nel 1935.

Subito dopo un elaborato programma di immediata attuazione portava la capacità a 10.000 t annue. Una terza tappa, questa volta a Takao (Formosa), venne segnata dalla *Nippon Aluminium Co.*, dei gruppi Mitsui e Mitsubishi, costituita col cap. di 30 mil. di yen e con impianti capaci di produrre, coll'aiuto di tecnici tedeschi, dalle cinque alle sei mila t annue.

Dopo di allora le iniziative si succedono incalzanti.

In Giappone, uno stabilimento della *Sumitomo Aluminium Co.* a Niihama si specializza, dal 1934, per la produzione di 3.000 t annue di duralluminio: ed in un secondo a Iwasemachi, la *Nichiman Aluminium Co.* ha iniziato una forte produzione. In Manciuria ai progetti di Mukden e alla iniziale produzione nippo-mancese sono subentrate realizzazioni concrete: la « *Manchuria Light Metal Co.* » creata, alla fine del 1936, dalla *South Manchuria Railway*, (con un capitale iniziale di 25 mil. di yen) ha iniziato la produzione con processo svedese, a Fushun, di 4.000 t annue di alluminio. A Takao (Formosa) alla *Nippon Aluminium* già citata viene ad aggiungersi la *Nippon Soda*, con produzione di 6.000 t annue. Infine il più grande stabilimento in Giappone di alluminio sorgerà a Iwabuchi, con capacità produttiva annua di 50.000 t, per opera della « *Tokio Electric Ligth Co.* » (capitale 100 mil. di yen).

In questi ultimi tempi poi, il ritmo della produzione, delle nuove costruzioni e dei progetti, si è intensificato in tal modo da rendere necessaria, per seguirla, una esposizione tabellare:

Costituzione dell'industria dell'alluminio in Giappone

Società	Stabilimenti	Capacità produttiva in attività	in costruzione (tonn annue)	in progetto	Approvvigionamenti materie prime
Nippon Electric Ind. Co.	Ohmachi	10.000	5.000	—	bauxite malese allumite coreana bauxite greca
Nichiman Alum. Co.	Iwasemachi	7.000	—	—	bauxite greca
Sumitomo Al. ref. Co.	Niihama	3.000	7.000	—	allumite coreana
Nippon Al. Co.	Takao-Karenko	7.000	5.000	—	bauxite Ind. Ol.
Nippon Soda Co.	Takao	6.000	—	—	bauxite Ind. Ingl.
Asada Chem. Co.	Tokio	1.500	—	—	allumina coreana
Nitto, Chem. Ind.y	Hachinobe	—	5.000	—	fosfato di all. isole Loo-choo
Manchuria Light Metal Co.	Fushun	—	4.000	26.000	bauxite isole Palau e Ponape (sotto mandato)
Tokyo Elect. Light. Co.	Iwabuchi	—	—	50.000	bauxiti della Cina sett. e diaspore allumite coreana

Riassunto stabilimenti (in tonnellate):

totale attività	totale costruzione	totale progetto	totale generale
34.500	26.000	76.000	136.500

Appare, fra altro, manifesta dal quadro suddetto la grande varietà delle materie prime impiegate e delle provenienze relative.

E' questa una questione di grande

importanza per la giovane industria giapponese dell'alluminio. Si è qui passati per varie fasi successive.

Alla nascente industria bastava in un primo tempo la fornitura di allumiti coreane con riserve accertate di oltre 18 mil. di t, trattate a Yokohama con un processo giapponese.

Più tardi, la necessità di ottenere un prodotto migliore, a costi di produzione più bassi, indusse nel 1924 alcune industrie (Nippon Aluminium) ad assicurarsi, con contratto colla *Bauxite Nilam*, una fornitura annua di 24.000 t di bauxite dalle Indie Olandesi. Alla stessa conclusione era giunta anche la *Nichiman*, la quale, dopo aver tentato materie prime di ogni genere, scisti alluminosi del Manciukuo, della Corea, argille del Giappone, della Cina del Nord, ha finito per decidersi per le bauxiti rosse importate dalla Grecia. In generale, e fatta eccezione per l'impianto di Fushun che utilizza anche argille locali, l'utilizzazione delle bauxiti in questo secondo periodo si è andata generalizzando (bauxite rossa dalle Indie Inglesi per la Nippon Soda). Per non citare che i giacimenti asiatici si ha la seguente tabella sulla produzione asiatica di bauxite:

Produzione di bauxite in Asia (in migliaia di tonnellate):

Anni	Indie Inglesi	Malesia Ingl.	Indie Oland.	Totale	Aumento o diminuzione
1928	14,9	—	—	14,9	—
1929	9,2	—	—	9,2	— 5,7
1930	2,5	—	—	2,5	— 6,7
1931	4,4	—	—	4,4	+ 1,9
1932	4,5	—	—	4,5	+ 0,1
1933	1,1	—	—	1,1	— 3,4
1934	—	—	—	—	— 1,1
1935	7,8	—	9,9	17,7	+ 17,7
1936	3,7	—	133,7	137,4	+ 119,7
1937	5,7	12,8	199,0	216,8	+ 79,4

Essa mette in luce l'incremento dell'utilizzazione nel 1936 e 1937. Questo andamento non risolve il problema del rifornimento di materie prime, per questa industria. Ed a ragione se si tien conto di un recente decreto del governo olandese che vieta lo sfruttamento straniero delle sue miniere nelle Indie Olandesi, e dell'immediata creazione a Bihar, nelle Indie Inglesi di una industria nazionale dell'alluminio per utilizzare le bauxiti locali.

Si ha così la terza ed attuale fase in cui il Giappone decide di assicurarsi fonti di approvvigionamento di materie prime su basi autarchiche: è recente la costituzione di una «società per lo sfruttamento industriale della Cina del Nord» anche per l'utilizzo, in collaborazione col governo di Pechino, delle bauxiti di Kaiping, Cewan e Poshan, con consistenze accertate in un miliardo di t al 61% di allumina e destinate a trattamento industriale in Corea e nel Manciukuo. Aumentato il controllo su giacimenti esteri di bauxite (Grecia); accresciuto l'utilizzo di altre materie prime nazionali fra cui l'allumite fosfatica, il Giappone si è preoccupato, con una distribuzione di impianti ovunque vi sia possibilità di utilizzazione economica delle materie prime, di assicurarsi il duplice vantaggio di aver sempre una produzione di alluminio sufficiente anche se una parte delle materie prime dovesse non essere più disponibile, e di impartire mediante la selezione a questa industria, una grande elasticità di funzionamento per metterla in grado di abbandonare, se necessario, le bauxiti per altri minerali.

Da quanto precede può arguirsi che, quando il suddetto vasto piano di organizzazione industriale potrà essere attuato, il Giappone si affiancherà ai paesi produttori di alluminio di non esigua importanza. Data la crescente importanza di questa industria è lecito dunque porsi fin da ora il quesito se nei prossimi anni il consumo interno potrà far fronte all'aumentata capacità di produzione.

Anzitutto, e indipendentemente dalle cifre a disposizione, si ravvisa la possibilità di adeguamento del consumo nazionale all'aumentata produzione, sia perchè alla organizzazione degli impianti si accompagna una intensificata ed organizzata azione per la ricerca di un sempre più vasto utilizzo del metallo, sia perchè il consumo è, e sempre sarà, potenziato dalle industrie per la difesa ora in pieno sviluppo.

Ma un quadro più chiaro della situazione, su dati positivi, si ottiene poi dalla seguente tabella:

Produzione mondiale e giapponese di alluminio (in migliaia di t)

Anni	Mondiale	Giappone	% della prod. mond.
1934	170,9	0,7	0,4
1935	258,4	4,7	1,8
1936	365,7	7,5	2,1
1937	490,6	10,5	2,2

Alla notevole aumentata produzione mondiale corrisponde un aumento più forte dell'industria giapponese. Il consumo giapponese risulta dal seguente prospetto:

Consumo mondiale e giapponese di alluminio (in migliaia di t)

Anni	Mondiale	Giappone	% del cons. mondiale
1934	227,5	5,8	2,5
1935	305,3	12,5	4,0
1936	390,3	17,0	4,2
1937	501,7	22,0	4,3

che permette di affermare come solo nel 1935 si noti un aumento decisivo del consumo di alluminio, continuamente in aumento fino a raggiungere le 22.000 t nel 1937.

Per quanto riguarda la situazione interna è quindi interessante il raffronto fra il consumo e la produzione:

Consumo e produzione giapponese di alluminio (in migliaia di t)

Anni	Consumo	Produzione	% della prod. sul consumo
1934	5,8	0,7	12,5
1935	12,5	4,7	36,8
1936	17,0	7,5	40,1
1937	22,0	10,5	47,7

Appare da essa che se nella copertura percentuale del fabbisogno interno, con un prodotto nazionale, la industria giapponese dell'alluminio ha fatto, dal 1934 in poi, crescenti progressi, essa è ben lungi dall'avere esaurito sin d'ora tutte le possibilità di assorbimento del mercato.

Queste possibilità sono tanto più considerevoli in quanto per la progressiva sostituzione dell' alluminio, agli altri metalli non ferrosi, il consumo di questo prodotto in Giappone non soltanto è stato in passato in forte aumento, ma subirà incrementi forse anche più marcati nel futuro immediato, toccando già nel corrente anno 1938 le 40.000 t.

Pertanto si può dare per certo che lo sbocco sul mercato interno a tutta la produzione giapponese di alluminio sia per lungo tempo assicurato.

Notizie comunicate dall' Ufficio Studi della S. A. Montecatini

TABELLE STATISTICHE

ITALIA - Produzione di alluminio greggio

(Secondo le rilevazioni della Associazione fra gli Industriali Metallurgici)

Periodo	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938
	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.
Gennaio	375.454	349.883	681.031	756.258	702.524	381.198	1.126.541	690.180	1.745.276
Febbraio	277.766	290.777	596.807	456.737	532.817	319.772	898.107	650.729	1.519.969
Marzo	336.468	506.975	632.959	577.644	790.979	516.340	1.091.810	903.999	1.757.121
Totale 1° Trimestre	989.688	1.147.635	1.910.797	1.790.639	2.026.320	1.217.310	3.116.458	2.244.908	5.022.366
Aprile	647.717	875.018	852.289	941.293	1.197.038	883.161	1.333.899	1.348.703	1.549.427
Maggio	901.535	1.204.912	1.316.499	1.117.317	1.536.232	1.407.070	1.663.811	1.989.731	1.382.997
Giugno	893.824	1.424.531	1.441.481	921.108	1.526.157	1.467.966	1.647.226	2.365.482	2.484.843
Totale 2° Trimestre	2.443.076	3.504.461	3.610.269	2.979.718	4.259.427	3.708.197	4.644.936	5.703.916	5.417.267
Totale 1° Semestre	*3.432.764*	*4.652.096*	*5.521.066*	*4.770.357*	*6.285.747*	*4.925.507*	*7.761.394*	*7.948.824*	*10.439.633*
Luglio	903.005	1.285.743	1.534.545	964.113	1.562.330	1.596.595	1.736.567	2.605.868	3.127.673
Agosto	910.535	1.127.774	1.513.664	1.381.219	1.523.603	1.562.623	1.737.102	2.678.256	3.351.386
Settembre	805.094	1.140.230	1.413.218	1.228.628	1.437.984	1.493.135	1.610.428	2.527.290	2.906.906
Totale 3° Trimestre	2.618.634	3.553.747	4.461.427	3.573.960	4.523.917	4.652.353	5.084.097	7.811.414	9.385.965
Totale Gennaio-Settembre	*6.051.398*	*7.205.843*	*9.982.493*	*8.344.317*	*10.809.664*	*9.577.860*	*12.845.491*	*15.760.238*	*19.825.598*
Ottobre	825.994	910.795	1.464.268	1.368.473	866.946	1.450.002	1.393.428	2.642.679	2.638.789
Novembre	635.149	1.038.655	1.269.569	1.297.352	655.794	1.492.533	940.723	2.467.484	1.797.682
Dicembre	486.669	952.464	697.216	1.062.072	513.658	1.256.443	694.391	2.077.527	1.505.573
Totale 4° Trimestre	1.947.812	2.901.914	3.431.053	3.727.897	2.036.398	4.198.978	3.028.542	7.187.690	5.942.044
Totale Annuale	*7.999.210*	*11.107.757*	*13.413.546*	*12.072.214*	*12.846.062*	*13.776.838*	*15.874.033*	*22.947.928*	*25.767.642*

ITALIA - Importazione ed esportazione di alluminio e sue leghe

(dati desunti dalla "Statistica del Commercio Speciale di Imp. e di Esp.,, del Ministero delle Finanze)

PRODOTTI	IMPORTAZIONE Quintali				ESPORTAZIONE Quintali			
	gennaio - ottobre		Anno 1937	Anno 1936	gennaio - ottobre		Anno 1937	Anno 1936
	1938	1937			1938	1937		
Rottami	1.447	741	1.304	120	566	—	—	...
Lingotti	3.131	24.906	33.663	3.126	400	—	...	701
Getti	—	325	353	731	31	37	20	15
Barre, verghe, spranghe	120	97	97	263	18	11	12	6
Fogli, lamiere	428	475	509	3.836	88	344	390	34
Fili	...	3	3	117	6	12	13	3
Corde, cavi	...	—	—	...	—	11	11	64
Tubi	7	41	41	91	5	11	11	...
Polvere	...	10	11	1	28	5	5	13
Tubetti per colori, profumi, ecc.	32	12	46	5	—	106	106	19
Lavori non nominati per uso industriale	286	586	678	462	2.402	556	676	117
Lavori non nominati: altri	228	233	319	246	1.647	1.948	2.280	1.138
Ossido di alluminio anidro	16	14.238	14.275	75.066	317.469	140.482	182.578	—
Bauxite	3.570	3.850	4.680	....	667.500	961.960	1.303.880	1.659.300

BREVETTI

PROCEDIMENTO DI FABBRICAZIONE DELL'ALLUMINA - *Seailles J. C.*, a Parigi. (6-477).

IMPIEGO DI LEGHE DI ALLUMINIO PER LA FABBRICAZIONE DI ELEMENTI DI MACCHINE SOGGETTI AD ATTRITO PER SCORRIMENTO. - *Vereinigte Leichmetallwerke* G.m.b.H., ad Hannover-Linden (Germ.). (7-497).

IMPIEGO DI LEGHE DI ALLUMINIO COME MATERIALE PER ELEMENTI DI MACCHINE SOGGETTI AD ATTRITO PER SCORRIMENTO - *La stessa.* (4-497).

LEGA DI MAGNESIO CONTENENTE ALLUMINIO, BISMUTO E CADMIO. - *Georg von Giesche's Erben*, a Breslau (Germ.). (7-497).

PROCESSO DI DECORAZIONE DELL'ALLUMINIO E DELLE SUE LEGHE - *Marx L.*, ad Alfortville, Seine (Francia) e *Damien M.*, a Saint-Ouen, Seine (Francia).

PROCESSO DI FABBRICAZIONE DI PRODOTTI REFRATTARI - *Osterreichisch Amerikanische Magnesit A. G.*, a Radenthein (Austria). (7-499).

LEGA PER LA SALDATURA DI ALLUMINIO ED ALTRI METALLI.

D'Andrea G., a Trieste. (8-574).

LEGA DI ZINCO, RAME E CADMIO.

Georg Von Giesche's Erben, a Breslavia (Germ.). (8-574).

DISPOSIZIONE PER LA FUSIONE E PER LA COLATA.

Heraeus-Vacuumschmelze A. G., a Hanau am Main (Germ.). (8-574).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI PEZZI FUCINATI E MIGLIORATI DA LEGHE AD ALTO TENORE IN MAGNESIO.

I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte s. M. (Germ.). (8-574).

PROCESSO E DISPOSITIVO DI COLATA CONTINUA DI PEZZI DI FUSIONE CON CAVITA' PASSANTI, O DI PIU' PEZZI DI FUSIONE, IN UNA CONCHIGLIA.

Junghans S., a Stoccarda Würtemberg (Germ.). (8-574).

SISTEMA PER MANTENERE UNIFORME LA QUANTITA' DI LIQUIDO CHE GIUNGE ALLA FORMA DURANTE LA COLATA DI METALLI O LEGHE METALLICHE.

Lo stesso. (8-574).

PROCESSO DI INCISIONE CHIMICA SU ACCIAIO INOSSIDABILE (O SU ALTRI METALLI QUALI: OTTONE, RAME, ZINCO, ALLUMINIO E SIMILI) MEDIANTE PROCEDIMENTO DI ELETTROCLISI.

Paccagnini Carlo, a Milano. (8-575).

PROCEDIMENTO PER L'AGGIUNTA DI ELETTROLITO AL FORNO DI RAFFINAZIONE DELL'ALLUMINIO LAVORANTE SECONDO IL PROCEDIMENTO A TRE STRATI.

Soc. An. pour l'Industrie de l'Aluminium, a Neuhausen (Svizzera). (8-575).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI STRATI DI PROTEZIONE SU METALLI LEGGERI E LORO LEGHE.

I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte s. M. (Germ.). (8.575).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI STRATI DI PROTEZIONE SU METALLI LEGGERI E LORO LEGHE.

La stessa. (8-576).

LEGA A BASE DI ALLUMINIO ADATTA ALLA LAVORAZIONE AL TORNIO E SU MACCHINE AUTOMATICHE.

Metallurgica Bresciana già Tempini, Soc. An., a Brescia. (8-577).

PROCEDIMENTO PER IL TRATTAMENTO SUPERFICIALE DEGLI OGGETTI METALLICI.

Société Continentale Parker, a Clichy-Seine (Francia). (8-578).

SISTEMA E SOLUZIONE ACQUOSA PER DETERGERE LA SUPERFICIE DI PEZZI DI MAGNESIO E DI LEGHE A BASE DI MAGNESIO.

American Magnesium Corporation, a Pittsburg, Pa. (S.U.A.) (8-623).

PROCESSO PER L'ESTRAZIONE DI FLUORO DAI MINERALI DI SPATO FLUORE.

Heiser Harold William, a East St. Louis, Ill. (S.U.A.). (8-625).

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI FLUORURI DOPPI DI METALLI ALCALINI E DI ALLUMINIO.

Lo stesso. (8-625).

PROCESSO PER LA FABBRICAZIONE DI MAGNESIO METALLICO.

Suziki Hiroshi, a Tokyo. (8-628).

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

RIASSUNTI

II. - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE

b) Meccaniche

N. G. NEUWEILER - **Metodo per la determinazione rapida della durezza Brinell dei metalli leggeri** «Aluminium» VIII, pp. 532-533 (1938).

Il metodo, indicato sopratutto per i metalli leggeri, si basa sul confronto dell'impronta lasciata da una sfera d'acciaio sull'oggetto di cui si vuol determinare la durezza, con l'impronta ottenuta contemporaneamente dalla stessa sfera su una barretta campione di cui si conosca già la durezza.

La sfera vien quindi posta fra la barretta campione e l'oggetto e la pressione necessaria per formare le impronte viene ottenuta stringendo il tutto in una morsa.

La misura è indipendente dalla forza producente l'impronta e l'operazione si riduce soltanto alla determinazione del diametro dell'impronta dell'oggetto di cui si vuol conoscere la durezza e di quella del campione di confronto. Il metodo possiede il vantaggio di poter essere effettuato senza l'ausilio di apparecchi di controllo ed eventualmente anche senza smontare l'oggetto da controllare.

Col procedimento normale la durezza Brinell viene determinata secondo la nota formula.

$$H = \frac{P}{F} = \frac{P}{\pi \cdot D \cdot h} \qquad (1)$$

Siccome la determinazione della profondità h dell'impronta è troppo lunga e non fornisce risultati precisi, si misura comunemente il diametro d dell'impronta.

La relazione matematica fra d ed h viene ricavata come segue: dai triangoli ABC e ACE della fig. 1 abbiamo

$$\frac{h}{\frac{d}{2}} = \frac{\frac{d}{2}}{D-h}; \qquad hD - h^2 = \frac{d^2}{4} \quad \text{oppure}$$

$$h = \frac{D \pm \sqrt{D^2 - d^2}}{2}$$

Per $h < D/2$ si deve prendere il segno — e quindi:

$$h = \frac{D - \sqrt{D^2 - d^2}}{2} \qquad (2)$$

Essendo la superficie F è uguale a π.D.h si può scrivere

$$F = \pi \cdot D \, \frac{D - \sqrt{D^2 - d^2}}{2}$$

Dalla (1) sostituendo ad F quest'ultima espressione si ricava per la durezza Brinell H

$$H = \frac{P}{F} = \frac{2\,P}{\pi \, . \, D\,(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \qquad (3)$$

Se si vuol determinare la durezza Brinell secondo la formula (3) è necessario quindi misurare la forza P realizzata o mediante una leva o con una vite o con una qualunque apparecchiatura idraulica.

Viceversa, col procedimento rapido già accennato la barretta di paragone 1 viene premuta per circa 30 secondi sull'oggetto

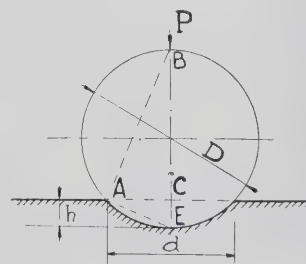


Fig. 1

2 di cui si deve determinare la durezza, mediante una sfera D frapposta ad essi; dopo di che si procede alla lettura dei diametri d_1 e d_2 delle impronte ottenute.

Se applichiamo la formula (3) alla barretta di confronto 1 otteniamo:

$$H_1 = \frac{2P}{\pi . D (D - \sqrt{D^2 - d_1^2})} \qquad (4)$$

La stessa formula dà invece per la durezza H_2 dell'oggetto in esame:

$$H_2 = \frac{2P}{\pi . D (D - \sqrt{D^2 - d_2^2})} \qquad (5)$$

Risolvendo la (4) e la (5) rispetto a 2 P e uguagliando si ricava:

$$H_2 = H_1 \frac{D - \sqrt{D^2 - d_1^2}}{D - \sqrt{D^2 - d_2^2}} \qquad (6)$$

Come si vede l'espressione H_2 è indipendente dalla forza P e funzione soltanto di d_1 e d_2, essendo H_1 e D costanti note. Per la calcolazione pratica la formula (6) viene semplificata nel modo seguente:

Scomponendo in serie l'espressione $D - \sqrt{D^2 - d^2}$ si ha

$$D - \sqrt{D^2 - d^2} = D\left(1 - \sqrt{1 - \frac{d^2}{D^2}}\right) = D\left[1 - \left(1 - \frac{d^2}{D^2}\right)^{1/2}\right] =$$

$$= D\left\{1 - \left[1 - \frac{1}{2}\frac{d^2}{D^2} - \frac{1}{2}\frac{1}{4}\left(\frac{d^2}{D^2}\right)^2 - \frac{1}{2}\frac{1}{4}\frac{3}{6}\left(\frac{d^2}{D^2}\right)^3 - \ldots\ldots\right]\right\}$$

e trascurando le potenze di sesto grado del rapporto $\frac{d}{D}$:

$$D - \sqrt{D^2 - d^2} = D\left[\frac{1}{2}\frac{d^2}{D^2} + \frac{1}{8}\left(\frac{d^2}{D^2}\right)^2\right] = \frac{d^2}{2D}\left(1 + \frac{d^2}{4D^2}\right) \qquad (7)$$

L'espressione (7), provvista dei corrispondenti indici per d e sostituita in (6), dà:

$$H_2 = H_1 \frac{d_1^2\left(1 + \frac{d_1^2}{4D^2}\right)}{d_2^2\left(1 + \frac{d_2^2}{4D^2}\right)}$$

che semplificata diventa

$$H_2 = H_1 \left(\frac{d_1}{d_2}\right)^2 \frac{4D^2 + d_1^2}{4D^2 + d_2^2} \qquad (8)$$

La soppressione, nello sviluppo in serie, delle potenze di grado superiore ha un'influenza nel risultato finale inferiore al 2% anche se si raggiunge, per il rapporto $\frac{d}{D}$, il valore massimo raccomandabile nella pratica di 0,6. Se si pensa infatti che nella misura microscopica dei diametri d_1 e d_2 sono inevitabili errori dello stesso ordine di grandezza si può ritenere, applicando la (8), di ottenere un risultato di sufficiente approssimazione. Co-

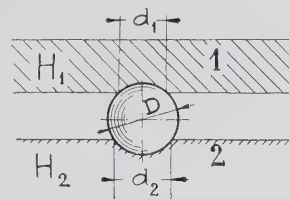


Fig. 2

me controllo del metodo di misura rapido sopra descritto vennero determinate per via solita la durezza Brinell delle leghe d'alluminio americane 17 S-RT (Cu 4%; Mg 0,5%; Mn 0,5%) e 57 S-H (Mg 2,5%, Cr 0,25%) che risultarono possedere rispettivamente i valori 113 e 93. Col metodo rapido venne adoperata una sfera d'acciaio del diametro di 5 mm con la quale si ottennero per i diametri delle impronte i seguenti valori: $d_1 = 1{,}150$ mm (17 S-RT) e $d_2 = 1{,}270$ mm (57 S-H). Assumendo come campione di confronto la lega 17 S-RT e sostituendo nella (8) i valori noti di H_1, d_1, d_2 si ricava

$$H_2 = 113\left(\frac{1{,}15^2}{1{,}27^2}\right)\frac{4 \times 5^2 + 1{,}15^2}{4 \times 5^2 + 1{,}27^2} = 92$$

dalla quale si vede che il risultato ottenuto sta in buon accordo con la durezza Brinell trovata col metodo ordinario per la lega 57 S-H. P. F.

c) Strutturali (metallografiche)

A. VON ZEERLEDER - L'indurimento per riprecipitazione delle leghe temprate con particolare riguardo alle leghe d'alluminio - «Aluminium» XX, pp. 509-519 (1938).

L'A. ricorda anzitutto il modo con cui Wilm giunse, nel 1906, alla scoperta del duralluminio. Un sabato del settembre di quell'anno il grande inventore consegnò al suo assistente Iablonski una lega Al-Cu-Mg-Mn temprata da 520° perchè ne rilevasse la durezza. Siccome lo Iablonski aveva quella sera un impegno, Wilm si accontentò di una sola prova di durezza la quale fornì un valore di 65 kg/mm². Grande fu la sorpresa dei due quando il lunedì, a circa 44 ore di distanza, nell'eseguire le solite prove di controllo, riscontrarono una durezza notevolmente superiore alla prima: il valore Brinell era infatti salito da 65 a 90 kg/mm².

Il Wilm ripetè l'esperienza e potè anche constatare che oltre alla durezza variavano col tempo tutte le altre proprietà fisiche e meccaniche della lega.

Passarono 10 anni prima che si dessero del fenomeno le prime plausibili spiegazioni teoriche; da allora parecchi metallurgisti hanno studiato l'interessante problema, e sebbene tuttora una spiegazione definitiva non è stata ancora data, tuttavia l'andamento generale del fenomeno può considerarsi chiarito in maniera soddisfacente.

L'indurimento delle leghe d'alluminio è essenzialmente basato sulla solubilizzazione di un dato costituente seguita dalla riprecipitazione dello stesso in seno alla soluzione solida.

Esaminiamo ad es. il raffreddamento di una lega al 4% di rame riferendoci al diagramma di stato Al-Cu riportato in fig. 1 Poco al di sotto della curva del solidus il rame, o meglio il composto intermetallico $CuAl_2$, è solubile allo stato solido nell'alluminio, vale a dire che nel reticolo cristallino dell'alluminio gli atomi di questo elemento sono stati sostituiti da altrettanti atomi di rame formando in definitiva un complesso completamente omogeneo. Con temperature progressivamente decrescenti si raggiunge a 500° il limite di solubilità del rame per la lega in esame. Continuando ad abbassare la temperatura precipita dalla soluzione solida il composto $CuAl_2$ precedentemente solubilizzato finchè a temperatura normale rimane ancora disciolto il 0,3% di Cu

Che una tale migrazione di molecole ha effettivamente luogo nelle leghe allo stato solido è evidente dall'esame della fig. 2.

In un lingotto d'alluminio con 13% di Si venne fatto un foro conico nel quale a perfetto contatto si introdusse un perno di una lega al 10% di Fe. Dopo 20 giorni di ricottura a 550° la linea di contatto fra i due metalli, prima chiaramente visibile, era scomparsa e una parte del ferro contenuto nel perno era penetrata diffondendovisi nella lega Al-Si mentre contemporaneamente il Si era migrato da questa alla lega Al-Fe.

La separazione del composto $CuAl_2$ ha luogo in un primo tempo sotto forma di dispersione atomica. Con un raffreddamento sufficientemente lento gli atomi si raggruppano in molecole e queste in gruppi di molecole. Ma se la velocità di raffreddamento aumenta come avviene nella tempra, si annulla quasi completamente l'energia di movimento degli atomi di $CuAl_2$ che soltanto in minima parte possono quindi separarsi dal reticolo cristallino della soluzione solida. In queste condizioni una lega si trova in uno stato d'equilibrio instabile essendo la soluzione solida sovrasatura del costituente disciolto. Se la si riporta però per poco tempo ad una temperatura conveniente, gli

atomi riacquistano la loro energia e il costituente solubilizzato riprecipita riportando la lega in condizioni d'equilibrio stabile.

La fig. 4 riproduce schematicamente il processo di tempra. Dopo il brusco raffreddamento in acqua, se si sottopone la lega

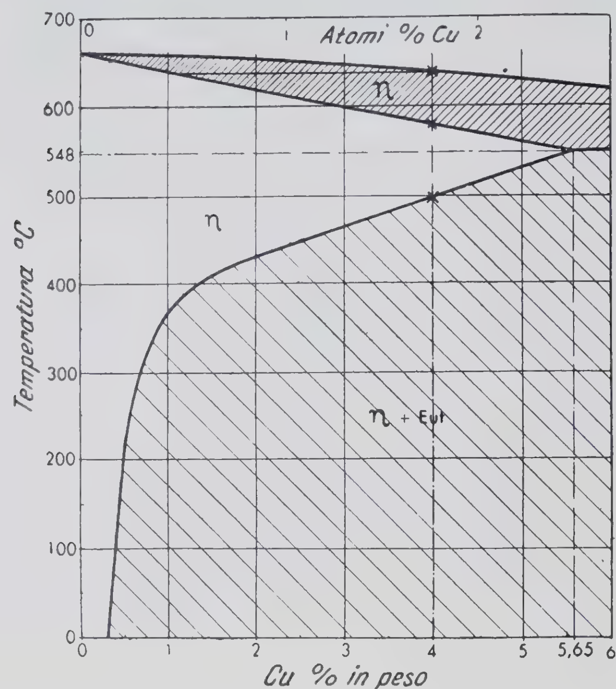


Fig. 1 - Diagramma di stato Al-Cu, lato Al.

ad una temperatura conveniente si inizia la separazione degli atomi dell'elemento disciolto dal reticolo della soluzione solida generando l'indurimento del materiale.

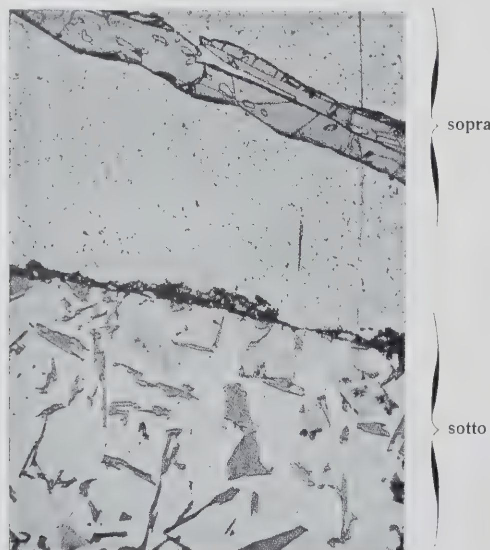


Fig. 2 a) - $\frac{Al - Fe}{Al - Si}$ = linea di separazione tra i due metalli prima della diffusione.

Sopra: lega Al-Fe con cristallo primario Al_3Fe nella massa eutettica.

Sotto: lega Al-Si ipereutettica.
Ingrand. × 500 - Attacco $HF + HNO_3$.

Si ammette in generale che ciò dipende dallo stato di tensione e dalla distorsione provocata dalle molecole del $CuAl_2$ sul reticolo d'alluminio. Con una temperatura maggiore comincia, dopo raggiunta la distorsione massima, la coagulazione delle molecole; conseguentemente si riducono le tensioni interne e la durezza della lega si abbassa.

Questi fenomeni si verificano anche nei processi di lavorazione a freddo: in questo caso la deformazione del reticolo ha luogo direttamente per via meccanica.

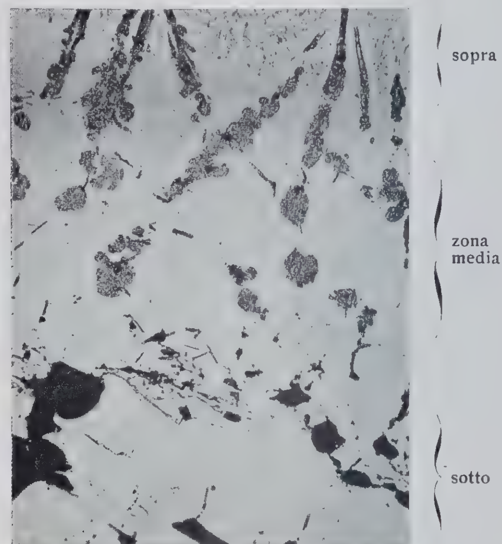


Fig. 2 b) - $\frac{Al - Fe}{Al - Si}$ dopo 20 giorni a 500° C. Ingr. × 40.

Sopra: lega Al-Fe inalterata.

Al centro: Cristalli Al_3Fe trasformati per assorbimento di Si (composto ternario Al-Fe-Si).

Sotto: leghe Al-Si con formazione di cavità per la separazione di Si.

Mentre nelle leghe d'alluminio al rame, la precipitazione dei costituenti disciolti ha luogo a temperature superiori ai 100°, nella lega ternaria Al-Cu-Mg, usata per la prima volta da Wilm, ciò avviene anche a temperatura ambiente. Il fenomeno si manifesta però soltanto nelle sue prime fasi essendo necessaria una temperatura superiore alla normale per il suo completo evolversi.

Struttura di
un getto | un materiale pressato | un materiale laminato

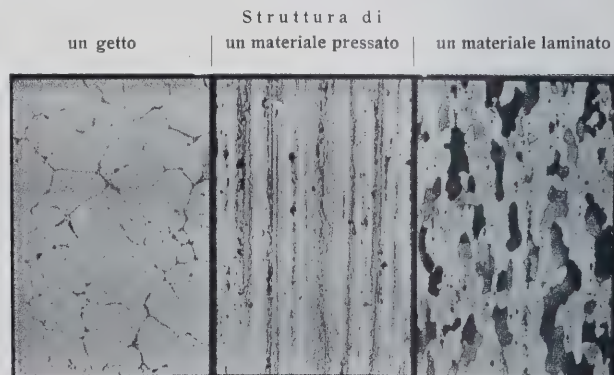


Fig. 3 - Dimensione dei cristalli delle leghe Al-Cu-Mg (Avional D) × 150.

L'indurimento o invecchiamento a temperatura normale delle leghe Al-Cu-Mg, procede molto lentamente e quattro giorni dopo la tempra la lega ha raggiunto il massimo di durezza.

Dopo quanto si è detto le leghe si possono quindi distinguere in due gruppi distinti ai quali appartengono rispettivamente le leghe invecchianti naturalmente a temperatura ordinaria e quel-

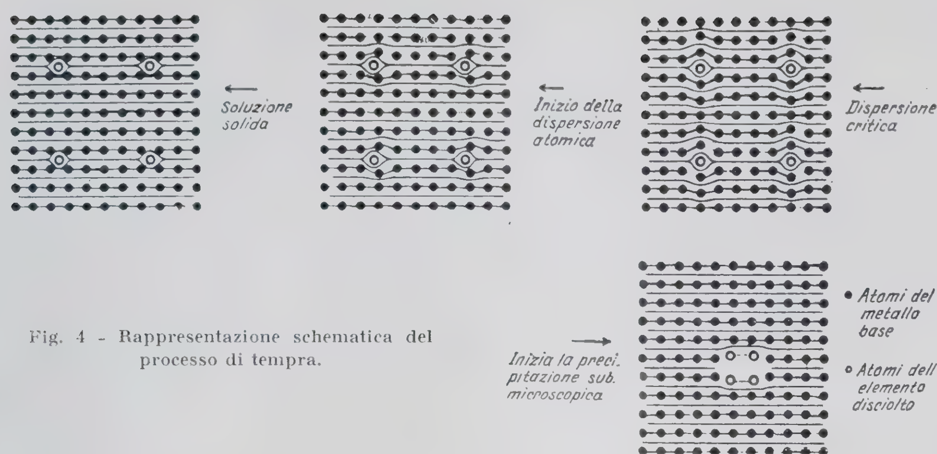


Fig. 4 - Rappresentazione schematica del processo di tempra.

struttura alquanto grossolana mentre invece i materiali lavorati plasticamente presentano una struttura molto più fine. Per i primi il tempo di ricottura sarà dunque molto maggiore che per i secondi.

Un altro fattore che influisce notevolmente sui risultati è il cosidetto tempo di preraffreddamento, vale a dire il tempo trascorso dal momento in cui il pezzo viene estratto dal forno fino al momento in cui viene immesso nel bagno di tempra. Un tempo di preraffraddamento di due minuti non ha in genere alcuna influenza sulla resistenza del materiale, mentre invece, specialmente per le leghe Al-Cu-Mg anche soli 30 secondi di ritardo all'immersione hanno un'influenza nociva sulla resistenza a corrosione. La fig. 5 mostra alcuni campioni di avional temprati in acqua con diversi tempi di preraffreddamento e posti per tre giorni in una soluzione corrosiva di cloruro di sodio.

le invecchianti a temperature superiori comprese fra 100° e 200°. Queste ultime presentano il grande vantaggio che possono essere lasciate per parecchio tempo allo stato di tempra senza che variino di molto le caratteristiche relative. Ciò acquista notevole importanza allorchè i vari materiali debbono essere sottoposti ad ulteriore lavorazione meccanica: notevoli sarebbero infatti le difficoltà se la lavorazione venisse eseguita dopo l'invecchiamento.

Riguardo alla resistenza a corrosione delle leghe Al-Cu-Mg anche la temperatura del bagno di tempra ha una notevole importanza. Una temperatura di 80° fa acquistare a queste leghe un potenziale elettrochimico positivo rispetto al ferro; il potenziale sarebbe stato invece negativo con una tempra a temperatura normale. In relazione a questo fatto l'avional temprato a temperatura ambiente fa corrodere il ferro con esso a contatto mentre invece lo protegge a sue spese se temprato a temperatura più elevata.

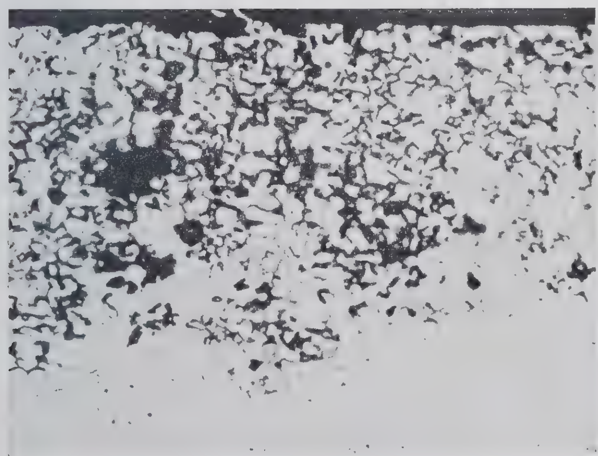
P. F.



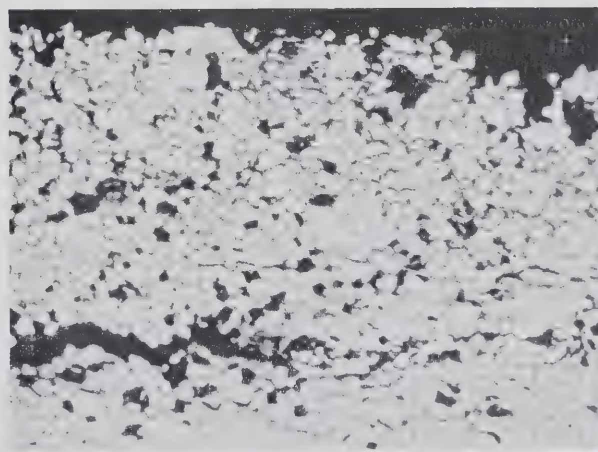
1 secondo



10 secondi



20 secondi



60 secondi

Fig. 5 - Influenza del tempo di preraffreddamento sulla corrosione intercristallina delle leghe Al-Cu-Mg. - Lamiera di avional temprata in acqua a 15°C dopo 1, 10, 20, 60 secondi. Esposta 3 giorni all'azione corrosiva di una soluzione di NaCl. Ingr. × 150.

Un altro fattore importante è il tempo di riscaldamento necessario per far passare in soluzione solida tutti i costituenti di tempra; su esso influisce moltissimo la dimensione dei cristalli. Come mostra la fig. 3 i pezzi di fusione presentano sempre una

W. Bungardt e F. Bollenrath - **Sulla ricristallizzazione delle leghe industriali Al-Mg** - « Zeits. Metallkunde » XXX, pp. 28-29 (1938).

Finora nulla è stato reso noto intorno all'influsso d'un'aggiunta di Mg sulla ricristallizzazione di Al puro. Vista la grande importanza pratica delle leghe Al-Mg per lavorazione plastica, gli AA. credettero opportuno studiare le relazioni intercorrenti fra grandezza dei granuli, grado di deformazione e temperatura del trattamento termico. Per il diagramma di ricristallizzazione si usarono due leghe industriali (N° 1 e N° 2) rispettivamente al 7 e 9% di Mg, sotto forma di tondini da 20 mm. Poichè v'erano differenze di struttura fra interno ed esterno dei tondini, si fece un conveniente trattamento termico-meccanico in modo da ottenere una struttura abbastanza uniforme e fine.

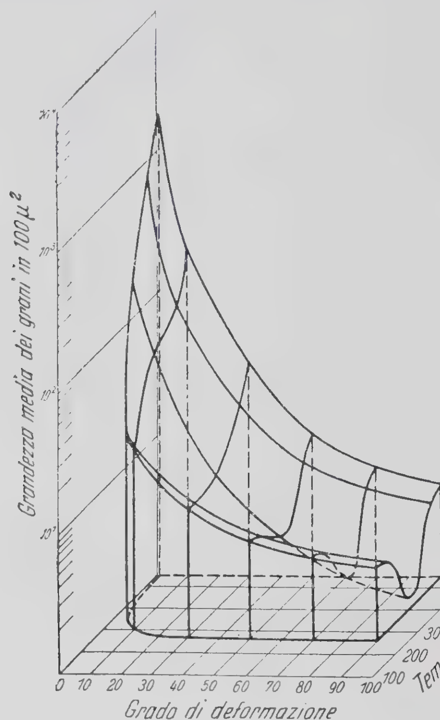


Fig. 1 - Diagramma di ricristallizzazione della lega N° 1, riscaldamento 1 ora, grandezza media dei granuli iniziali = 7,5 . 100 μ^2.

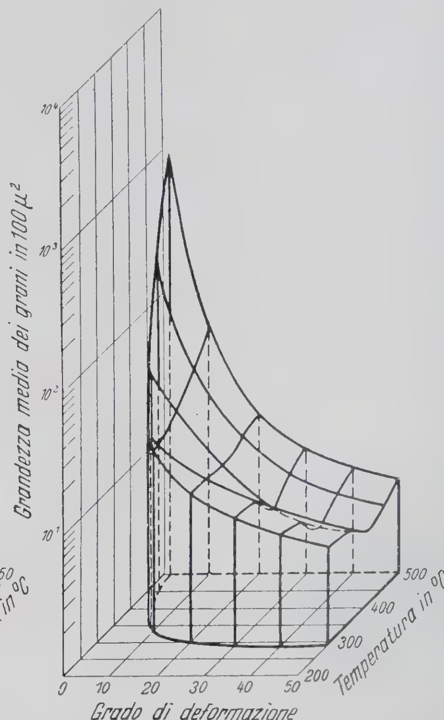


Fig. 2 - Diagramma di ricristallizzazione della lega N° 2, riscaldamento 1 ora, grandezza media dei granuli iniziali = 7,0 . 100 μ^2.

Per determinare i diagrammi di ricristallizzazione si laminarono a freddo le leghe previamente trattate fino ad un massimo di perdita del 90% nel diametro, indi esse si riscaldarono a temperature variabili fra 200 e 550°C per un' ora. Gli AA. calcolarono la « grandezza granulare media » φ mediante la seguente formola:

$$\varphi = \frac{K \cdot 10^6}{c \cdot n + z} \cdot \frac{1}{V^2} \text{ in } \mu^2$$

dove K = superficie del circolo inscritto nella micrografia della sezione lucidata; z = i granuli intieri compresi entro tale circolo; V = l'ingrandimento lineare e c una costante che secondo lo Jeffries è = 0,6. S'usarono anche i seguenti reattivi speciali: 80 cc H_2O + 10 cc ac. acetico glaciale + 10 cc HF oppure 50 cc di HNO_3 conc. + 50 cc H_2CrO_4 (10%) + 0,5 cc HF conc. Per far meglio sviluppare i giunti dei grani, s'aggiunse un trattamento ulteriore per 50 ore a 115°.

Risultati: Vedi figg. 1 e 2. — La delimitazione fra zona di ricristallizzazione e zona di rinvenimento cristallino non si potè definire bene colle sole micrografie, perciò s'eseguirono dei radiogrammi Laue. La temperatura dell'inizio della ricristallizzazione in funzione della deformazione plastica si determinò scaldando campioni di grado di deformazione variabile di 8 in 8° ed osservando a quale temperatura si presentarono le nuove righe attribuibili a grana nuova. I diagrammi non presentano nulla d'anormale, salvo che ai gradi di deformazione elevati, aumentando il tenore in Mg la temperatura d'incipiente ricristallizzazione s'innalza di circa 30°. Ma la grandezza dei nuovi granuli non è influenzata dalla differenza del tenore in Mg.

Alcune micrografie permettono di vedere che i provini fortemente deformati e scaldati hanno grana uniforme, mentre quelli prossimi alla deformazione critica presentano granuli grossi contornati da numerosi altri più piccoli. Gli AA. spiegano questo colla deformazione non uniforme che si avrebbe specialmente quando la laminazione riduce lo spessore di pochi % soltanto, e che darebbe luogo a zone di deformazione subcritica che non partecipano alla ricristallizzazione. Ma i cristalli di nuova formazione assorbono lentamente i granuli originari superstiti. Ciò dipende dal tempo e dalla temperatura.

V. B.

G. Mann - **La preparazione dei campioni di leghe di alluminio per l'esame microscopico** « Metallurgia » XVIII, pp. 121-122 (1938).

La sgrossatura e la lucidatura dei campioni metallografici delle leghe di alluminio, esige una tecnica complessa e molte volte estremamente delicata e difficile.

L'A. suggerisce un metodo allo scopo di superare le maggiori difficoltà che si possono incontrare nella preparazione di questi campioni e fornisce delle indicazioni relative all'esame microscopico e alla riproduzione micrografica.

Per il prelevamento di un campione da un pezzo e la sua tagliatura in un frammento di dimensioni appropriate, occorrono particolari attenzioni. Anzitutto si seziona il materiale con una sega a denti grossi, eseguendo l'operazione a diverse riprese per evitare sia il riscaldamento della zona, sia l'incrudimento anche superficiale del materiale. Inoltre è opportuno usare una lieve pressione sulla sega per non creare delle distorsioni della struttura cristallina.

La spianatura preliminare della superficie da esaminare dovrà essere eseguita con una lima adatta; questo è un lavoro assai delicato e da come viene eseguito, può dipendere l'esito delle operazioni successive.

Una delle maggiori difficoltà che si incontrano nella preparazione di questi campioni, sta nel creare la superficie da esaminare perfettamente piana. Per facilitare ciò, l'A. consiglia di incorporare il campione nella ceralacca o nella lega di Wood.

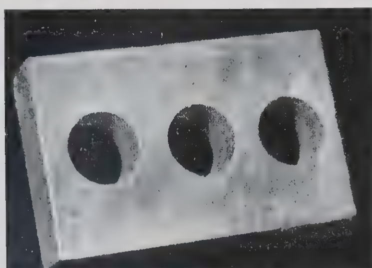


Fig. 1 - Una forma in alluminio per il montaggio dei campioni con lega di Wood o con ceralacca.

Entrambi questi materiali vengono fusi, quindi colati in una forma conveniente la cui altezza non deve superare i due centimetri, mentre il diametro varierà a secondo della sezione del campione.

Si passa quindi alle puliture sempre più fini dell'oggetto in esame, eseguite con carte ricoperte di « potée » di smeriglio avendo cura di bagnarle con olio di paraffina. Le righe prodotte dal-

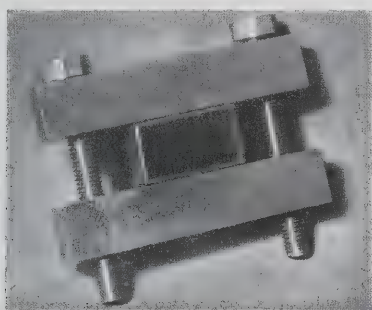


Fig. 2 - Pinza di acciaio con unito un provino lucidato e pronto per essere esaminato.

l'abrasione verranno tolte da quello della carta successiva di grado minore, passando il campione nel senso perpendicolare a quello precedente. Dopo ogni operazione di pulitura il campione dovrà essere accuratamente lavato con acqua saponata prima d'iniziare la susseguente operazione.

Passata l'ultima carta a smeriglio, il campione deve essere lavato ancora con acqua saponata ed infine con acetone per togliere ogni traccia aderente di grasso.

Si inizia quindi la lucidatura del campione, operazione di importanza massima che esige un tempo di gran lunga maggiore a quello richiesto dalla pulitura. L'A. consiglia l'uso di due dischi rotativi orizzontali con velocità che variano da 1000 a 1500 giri al 1'; l'uno per il lavoro preliminare, l'altro per raggiungere la lucidatura finale. I dischi sono ricoperti con uno spesso panno ben aderente di qualità «Selvyt». Sul primo viene posta la sostanza di nome « Silvo » necessaria alla lucidatura; essa deve esser costantemente bagnata con alcool. Sul secondo disco viene posta l'altra sostanza pulitrice di nome « Nekotal »; anch'essa deve essere inumidita con alcool.



Fig. 3 - Campione di alluminio mostrante un eccessivo rilievo dovuto alla pulitura.



Fig. 4 - Campione di duralluminio con un leggero rilievo dovuto alla pulitura.

In tal modo l'A. ha ottenuto dei risultati veramente ottimi. In molti casi, come sostanza abrasiva, può essere impiegata la magnesia sospesa in acqua ed in proporzione di 1 a 6. Essa però non è raccomandabile per le leghe particolarmente tenere.

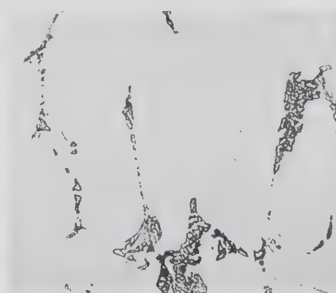


Fig. 5 - Campione di alluminio ben preparato.

Per togliere gli effetti provocati dal raffreddamento sulla superficie del metallo, è necessario un leggero attacco con una soluzione di HF all'1%, tra una lucidatura e l'altra. In quanto all'attacco del campione si raccomandano i seguenti reattivi:

« i »	acido fluoridrico acido cloridrico acido nitrico acqua	1 cm^3 1,5 cm^3 2,5 cm^3 95 cm^3	Serve per far rilevare la grandezza dei grani. Attacco per 10-20 secondi seguito da un lavaggio in acqua fredda e da un essiccamento del campione in aria calda.
« ii »	acido nitrico acido fluoridrico glicerina	1 vol. 1 vol. 3 vol.	E' assai adatto per far rilevare la struttura generale; serve anche per identificare i componenti strutturali normalmente presenti.
« iii »	soluzioni di soda caustica del 5÷20%		Serve per lo studio del contorno dei grani. Attacco per 30 secondi seguito da una rapida immersione in acido nitrico concentrato e da un lavaggio in acqua corrente fredda.
« iv »	acido solforico al 10%		La soluzione è usata a temperatura di 70°C. E' particolarmente indicata per rendere nero il $FeAl_3$.

Costituenti strutturali	Colorazione assunta dai costituenti strutturali	Aspetto caratteristico
Fe-Al-Si	Violetto	Struttura cristallina « i »
$CuAl_2$	Bianco-rosa	Struttura granulare « i »
$FeAl_3$	Violetto-rosso porpora	Struttura aghiforme « iii »
Al_3Mg_2	Biancastro	Struttura granulare « i »
$MnAl_3$	Blue-grigio	Struttura cristallina« vi »
$NiAl_3$	Bianco	Struttura aghiforme « vii »
Si	Blue-grigio	Struttura granulare e dentritica « viii »

Dopo l'attacco, il campione deve essere lavato con acqua corrente e quindi essiccato; ciò è necessario per evitare la formazione di macchie dovute alla leggera evaporazione. L'essiccazione deve essere eseguita velocemente esponendo la faccia del campione ad una sorgente di aria calda.

I campioni da fotografare devono essere immediatamente usati dopo l'attacco, poichè questo può far subire alla superficie delle trasformazioni, quando essa è esposta all'azione dell'atmosfera.

F. S.

K. RIODERER - **Ricerche roentgenografiche e microscopiche sul diagramma di stato Al-Mg-Cd** - « Zeits. Metallkunde » XXX, pp. 15-16 (1938).

L'A. si propone di studiare le condizioni d'equilibrio in tutto il sistema ternario.

Le prime roentgenografie d'orientamento fecero intravedere strutture che non si ritrovavano nei sistemi binari marginali. Ma un esame più accurato del sistema Mg-Cd dimostrò l'esistenza d'un composto Cd_2Mg, che fino allora era noto solo per via microscopica; e si vide inoltre che era tale composto a dare le righe nuove osservate nello spettrogramma di Debye delle leghe ternarie. Esso nel diagramma di fig. 1 risulta prossimo alla composizione data dalla formola, ma si forma solo allorchè il Mg è parzialmente sostituito dall'Al. Si è in presenza d'un caso già studiato altrove, e cioè che certi reticoli binari sono stabili solo quando una parte degli atomi è sostituita da altri. L'A. spiega questo fatto col rapporto dei raggi atomici degli elementi costituenti, e giunge a dire che quando il 7,5% del Mg del composto totale presente è sostituito da Al, il rapporto dai raggi atomici di (Mg+Al) e di Cd sarebbe esattamente = 1. Perciò al reticolo sarebbe da ascriversi la formula Cd $(Mg.Al)_2$ ed una struttura esagonale compatta, sia pure con alcuni atomi leggermente spostati. Il rapporto assiale risulta di $c/a = 1,63$ e la costante cristallografica $a = 3,12.10^{-8}$ cm; il primo valore coincide quasi esattamente con quello del Mg, il secondo è leggermente inferiore. Zone a due fasi, comprendenti la fase Cd $(Mg,Al)_2$ e Mg_3Cd o MgCd, non si poterono riscontrare. Si studiarono le zone a due ed a tre fasi allo stesso modo come già altrove descritto per Mg-Cd, aggiungendo Cd per ultimo. Tutti i provini vennero scaldati a 230°C per alcuni giorni, poi temprati. Poichè piccole quantità d'una data fase non sono riconoscibili nel Debye-gramma accanto ad altre maggiori, si fecero anche delle metallografie. Anche le concentrazioni eutettiche binarie e ternarie sono riportate in fig. 1.

Fig. 1 - Riassunto dei risultati radiografici e micrografici. Leggenda: 2 - Eutettico binario nella micrografia della sezione lucidata; 3 - eutettico binario e ternario insieme; S - separazione in due liquidi visibile allo stato liquido.

× 300

Fig. 2 - < 10% Cd.

× 300

Fig. 3 - > 10% Cd.

In figg. 2 e 3 sono visibili due micrografie, prese con 300 ingrandimenti, di leghe con meno di 10% Cd (fig. 2) e più di 10% Cd (fig. 3); la prima mostra un cristallo misto ricco in Mg (chiaro) e l'eutettico binario (scuro), la seconda invece mostra i cristalli misti più scuri dell'eutettico.

Infine l'A. dà un altro diagramma ternario in cui ripete osservazioni già fatte dal Valentiner, però correggendo ed integrando le stesse, sopratutto introducendo un ramo di linea eutettica fra i composti Al_3Mg_2 ed Al_3Mg_4. Inoltre la zona di segregazione si trovò più ampia che non quella data dal Valentiner.

V. B

W. HUME, ROTBERG e G. V. RAYNOR - **La costituzione delle leghe ricche di magnesio nei sistemi alluminio-magnesio, gallio-magnesio, indio-magnesio e tallio-magnesio** - «J. Inst. of Metals» LXIII, p. 203-228 (1938) (Advance copy N. 804)

Gli AA. espongono un metodo generale per una più precisa determinazione delle linee del liquidus dei vari sistemi binari esaminati, basandosi principalmente sui metodi sviluppati da Hume-Rothery e Reynolds nello studio delle leghe d'argento.

Essi fanno anzitutto osservare come sia molto difficile evitare, nella ricerca dei punti d'arresto, la formazione di un gradiente di temperatura nella lega contenuta in un crogiuolo alto approssimativamente 15 cm e avente una superfice trasversale di $4 \times 2,5$ cm².

Ciononostante, mediante opportuni accorgimenti, essi riuscirono ad ottenere, nei punti di arresto o a temperatura costante, variazioni di temperatura non superiori al decimo di grado Celsius anche spostando la termocoppia di 1-2 cm nelle varie zone del crogiuolo. Facendo invece la stessa cosa durante un intervallo qualsiasi di raffreddamento le oscillazioni furono dell'ordine di 0,3°-0,4°C.

L'apparecchio adoperato per l'analisi termica delle leghe è mostrato in fig. 1; esso consiste di un forno a resistenza lungo 35 cm, racchiuso entro un tubo di silice per proteggere la resistenza elettrica dall'azione del flusso ricoprente il bagno. Il crogiuolo è situato alla mezzeria del forno e in queste condizioni la termocoppia può venire agevolmente spostata da un punto all'altro di esso di 3-4 cm: nel crogiuolo pesca anche un agitatore in allumina sintetica.

Data la facile volatilità del magnesio, la determinazione esatta della composizione della lega per i vari punti d'arresto fu di notevole difficoltà.

Nella maggior parte dei casi ci si servì del metodo di Hume-Rothery e Reynolds: prelevato un campione mediante aspira-

zione dal tubo d'allumina, veniva da questo istante contato il tempo fino allo stabilirsi del punto d'arresto. Indi, portata la lega a temperatura leggermente superiore alla linea del liquidus per un periodo di 30-60' durante il quale venne costantemente agitata, si studiò una seconda curva di raffreddamento, la eventuale variazione riscontrata nella determinazione del punto d'arresto stabilì la correzione da apportare al valore primitivo per l'errore dovuto alla volatilizzazione avvenuta nell'intervallo di tempo trascorso dall'astrazione del campione e la determinazione del primo punto d'arresto.

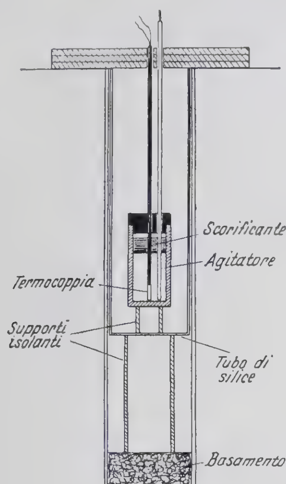


Fig. 1

Solo in pochissimi casi questo metodo diede risultati inesatti. Hume-Rothery e Reynold notarono un fenomeno analogo nelle leghe argento-stagno probabilmente dovuto al fatto che le gocce che cadevano giù mentre si prelevava il campione avevano una diversa composizione causata da un fenomeno di segregazione avvenuto durante il raffreddamento.

La difficoltà fu superata rifacendo una curva di raffreddamento fino al punto d'arresto, e agitando dopo il bagno in modo da permettere un rapido raffreddamento del crogiuolo.

Durante le prime fasi della presente ricerca gli AA. adoperarono una coppia termoelettrica Chromel-Alumel pensando che, data la sua elevata forza elettromotrice potesse fornire nelle misure della temperatura un'approssimazione maggiore. Però ogni qualvolta essa veniva ricalibrata si notavano delle oscillazioni di 0,5°C dovute probabilmente ad accidentali sovratensioni;

TABELLA 1.

Lega N°	Composizione		Metodi	Arresto primario	Arresto eutettico	Oscillazioni massime di temperatura
	Alluminio peso %	Alluminio atomico %				
1	6.00	5.44	A	618.0	...	+0.05 −0.03
2	11.96	10.91	A	585.1	...	+0.03 −0.05
3	13.10	11.66	B	577.8	...	±0.01
4	18.22	16.73	A	548.7	...	±0.01
5	27.3	25.3	B	485.2	...	±0.01
6	32.27	30.05	A	...	437.1 (3)	±0.01
7	35.05	32.73	A	437.7	437.2 (1)	±0.01
8	36.51	34.15	A	439.7	437.2 (5)	±0.01
9	non analizzata		..	...	437.2 (3)	±0.01

risultati migliori invece si ottennero con una coppia al platino-platino rodio. I valori massimi degli errori riscontrati nelle varie calibrazioni di quest'ultima sono riportati nella tab. 1.

Per la determinazione delle curve di solubilità e del liquidus le leghe furono fuse, sotto uno strato di fondente, in crogiuoli rivestiti con una miscela di spatofluore ed allumina e indi colate, dopo energico mescolamento, in pesanti forme di rame.

Per la determinazione delle curve del solidus le temperature furono controllate con una approssimazione di 0,2°C. Il magnesio adoperato dagli AA. conteneva come principali impurità i seguenti elementi: Fe 0,03%, Al 0,01%, Si 0,01%; l'alluminio aveva invece una purezza più spinta avendo un titolo superiore a 99,99% e conteneva solamente 0,0008% di Fe, 0,0028% Ag, e 0,001% di Cu.

I risultati delle determinazioni dei vari punti del liquidus sono mostrati nella tab. 1; nelle esperienze marcate in tabella con « A », la composizione della lega fu determinata col metodo dell'estrazione mentre in quelle marcate « B » venne analizzata tutta la lega del crogiuolo. Dalla fig. 2 si vede chiaramente come i risultati ricavati con questi due metodi concordano in maniera soddisfacente. La curva del liquidus risultò leggermente sopraelevata rispetto a quella fornita da Hanson e Gayler e da Haughton e Payne: questo risultato sarebbe dovuto molto pro-

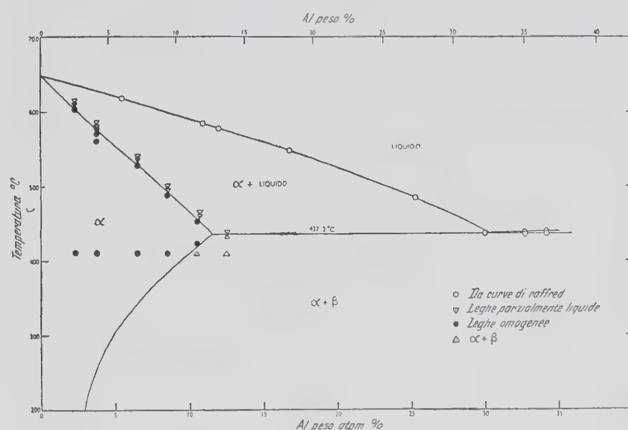


Fig. 2

babilmente alla diversa velocità di raffreddamento dell'ordine di 1°C per minuto, adoperata dagli AA. rispetto a quella di 10°C per minuto, adoperata invece da Haughton e Payne.

Gli arresti termici per le leghe aventi una composizione inferiore all'eutettica non furono così pronunziati come quelli che si ebbero per le leghe ipereutettiche in quanto che le curve del

TABELLA 2.

Lega N°.	Comp. dei campioni temprati Al %	Trattamenti preliminari	Temperatura di tempra in °C.	Microstruttura
1	2.29	3 settimane a 411° C.	606.6	a + piccola quant. di liquido
	2.30	,, ,,	604.3	a
4	3.74	,, ,,	575	a + tracce di liq.
	3.72	,, ,,	570	a
6	6.52	,, ,,	536.6	a + liquido
	6.56	,, ,,	530.1	a
8	8.47	,, ,,	494.1	a + tracce di liq.
	8.50	,, ,,	488.5	a
10	10.70	3 settimane a 411° C. + 2 giorni a 424° C.	461	a + liquido
	10.49	,, ,,	454	a

liquidus e del solidus di queste ultime sono molto vicine fra loro. La posizione dell'eutettico venne ricavata per estrapolazione dai due punti alla destra di esso (leghe 7 e 8) dato che, nonostante il piccolissimo angolo formato dalla linea del liquidus in questa regione e la distanza di essa di 0,2° e 2,5°C dalla linea eutettica, l'approssimazione di temperatura fu dell'ordine di 0,05°C come

si può facilmente verificare esaminando la col. 6 della tab. 1.

La temperatura eutettica si trova così compresa fra 437,2° e 437,3°C mentre la composizione eutettica corrisponde approssimativamente al 30% in peso atomico d'alluminio.

I risultati ricavati dalla determinazione della linea del solidus sono riportati nella tab. 2 e nella fig. 2; come si vede da quest'ultima la curva è quasi rettilinea dato che rivolge solo una leggerissima concavità verso quella del liquidus. I dati trovati sono in perfetto accordo con quelli che si ricavano dai risultati di Haughton e Payne per le leghe ternarie alluminio-magnesio-cadmio facendo un'estrapolazione o riduzione a zero del cadmio.

Prove di tempra fissarono la posizione della linea eutettica fra 434,5° e 438,7°C, valori questi molto vicini a quelli ricavati con le curve di raffreddamento.

Dalla curva del solidus, per estrapolazione, si vide che la solubilità solida di alluminio in magnesio, alla temperatura eutettica è dell'11,5-11,6% in peso atomico d'alluminio; questo valore è perfettamente uguale a quello trovato da Saldau e Zamotorin.

Il sistema gallio-magnesio. — Nello studio di questo sistema e di quelli che seguono, data la rarità degli elementi di

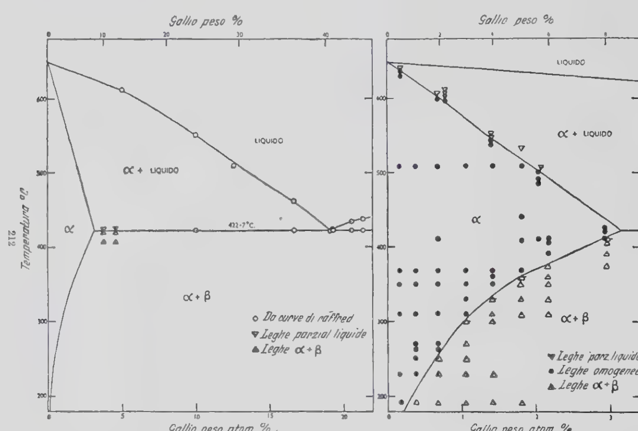


Fig. 3

alligazione, la composizione fu determinata col metodo d'estrazione già precedentemente adoperato.

Le esperienze per il sistema gallio-magnesio vennero eseguite su campioni del peso di 35-50 gr e i risultati, mostrati in fig. 3 fanno vedere come la curva del liquidus scenda fino al punto eutettico posto a 422,7°C e al 19,1% di gallio.

Come per il sistema magnesio-alluminio la composizione esatta della lega eutettica fu determinata mediante gli arresti termici delle leghe ipereutettiche molto più marcati e definiti di quelli relativi alle leghe ipoeutettiche. Nella determinazione della curva del solidus fu necessario adoperare una maggiore quantità di lega per eliminare gli errori dovuti alla volatilizzazione del magnesio. La particolare cura adoperata nella tempra di alcuni campioni per la determinazione dell'orizzontale eutettica permise di ottenere una struttura $\alpha + \beta$ con piccolissime tracce di liquido in provini riscaldati per parecchie ore a 422,4° ± 0,1°C e temprati.

La solubilità massima del gallio nel magnesio è, alla temperatura eutettica, di 3,14%.

Il sistema indio-magnesio. — Di questo sistema viene per la prima volta fornito il diagramma d'equilibrio relativamente alla zona ricca di magnesio. Dalla fig. 4 si vede come la curva del liquidus scende gradualmente fino all'orizzontale eutettica posta a 483,8°C; la solubilità solida dell'indio nel magnesio aumenta coll'aumentare della temperatura fino al massimo di 19,4% a 327°C; da questo punto la curva relativa subisce un brusco cambiamento di direzione dovuto probabilmente ad una trasformazione della seconda fase che è in equilibrio con la soluzione solida α.

Contrariamente alle leghe dei rimanenti sistemi quelle all'indio mostrano una ben definita struttura di Widmanstätten quando vengono ricotte, per la precipitazione del secondo costituente dalla soluzione solida.

Il sistema tallio-magnesio. — Il diagramma generale d'equilibrio di questo sistema binario era già stato studiato nelle linee generali da Grube e Hille i quali misero in evidenza l'esistenza, nella zona ricca di magnesio, dei tre composti Mg_5Tl_2, Mg_2Tl ed $MgTl$.

Il diagramma ricavato dagli autori è mostrato in fig. 6, il

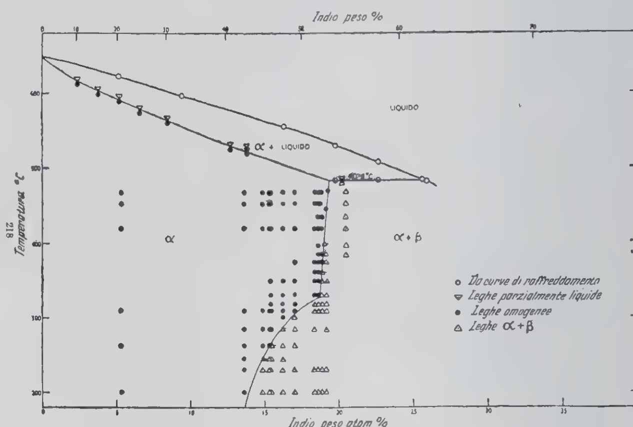


Fig. 4

punto eutettico si trova al 25% di tallio e alla temperatura di 405,3°C. L'attacco micrografico delle leghe tallio-magnesio presentò notevoli difficoltà per il loro spontaneo annerimento all'aria e in special modo del composto Mg_5Tl_2 per di più duro e fragile: per la soluzione solida α che si ricopriva pure di una patina scura fu trovata molto adatta la miscela di Tinofèel in soluzione alcoolica.

Le strutture dei campioni leggermente bruciate furono esaminate una prima volta dopo una breve esposizione all'aria dei provini e successivamente dopo attacco col reattivo di Tinofèel; nel primo caso le tracce di liquido si presentavano nere su fondo chiaro, nel secondo invece bianche su fondo scuro.

Dalla fig. 5 si vede che la curva del solidus ha un andamento rettilineo con una leggerissima curvatura rivolta verso quella del liquidus: mediante alcune prove di tempra la linea eutettica orizzontale venne trovata posta fra 403,2° e 404,1°C. La leggera differenza di circa 1,1°C dal valore di 405,2°C trovata con le curve di raffreddamento sembrerebbe dovuta ad un even-

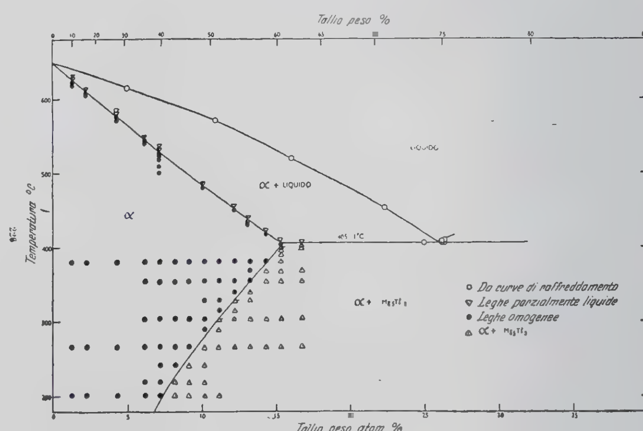


Fig. 5

tuale errore sperimentale causato dall'aver mantenuta, in queste esperienze, la coppia termoelettrica, sempre con la stessa guaina.

La solubilità del tallio nel magnesio raggiunge un massimo di 15,4% alla temperatura eutettica e diminuisce quasi linearmente col decrescere della temperatura fino a 7,3% a 200°.

Le leghe tallio-magnesio non mostrarono dopo ricottura e quindi dopo precipitazione del composto Mg_5Tl_2 alcun accenno ad una struttura di Widmanstätten. P. F.

III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE

a) Ricerche sulla corrosione

—— - Erosione per cavitazione di metalli e leghe - « Metallurgia » XVIII, pp, 117-118 (1938).

In una pubblicazione apparsa sulla rivista « Metallurgia » di qualche tempo fa, venne descritto l'apparecchio usato dall'Istituto di Tecnologia di Massachussetts per le prove di erosione per cavitazione, capace di produrre delle vibrazioni di 9000 cicli al secondo.

Le esperienze in merito vennero riprese per opera della « Passamaquoddy Tidal Power Development at East-port U.S.A. » che esaminò con questo metodo il comportamento di molti materiali tra cui diverse leghe di alluminio.

I provini venivano sottoposti alla prova per una durata di 30 minuti primi, quindi essiccati ed accuratamente pesati per determinare la quantità di materiale eroso per cavitazione. L'esperienze venivano sempre effettuate in doppio per avere una conferma dei dati ottenuti, alla fine di ogni 30, 60, 90 minuti, in acqua semplice o acqua di mare a temperatura di 20°C.

I dati ottenuti hanno rivelato che i materiali aventi caratteristiche meccaniche elevate non subivano una perdita di peso in modo uniforme durante i 90 minuti di durata della prova, ma presentavano una perdita molto minore a quella rilevabile durante i due successivi intervalli di 30 minuti. Questo come abbiamo ora detto, si verificava con materiali di elevata resistenza meccanica oppure con quelli forgiati, mentre con materiali fusi la perdita in peso era praticamente uniforme.

Tabella 1.

Erosione per cavitazione di metalli non ferrosi.

Materiale	Perdita media in peso durante i primi 30 minuti mg per ora	Perdita media in peso durante gli ultimi 30 min. mg per ora
Con acqua normale:		
Bronzo di alluminio	9.6	26.8
Ottone ad alta resistenza	19.2	36.0
Bronzo al silicio	41.8	52.5
Leghe rame nichel	44.6	60.3
Bronzo fuso	71.2	73.3
Con acqua di mare:		
Bronzo di alluminio	7.2	26.2
Ottone ad alta resistenza	20.2	35.6
Bronzo al silicio	39.0	52.3
Leghe rame nichel	42.0	58.8
Bronzo fuso	70.6	70.9

La tabella 1 fornisce sommariamente i valori della resistenza alla erosione per cavitazione delle leghe non ferrose.

I valori della resistenza elencati nelle due colonne servono ad indicare, quelli della prima, il periodo di deformazione plastica prima di raggiungere il limite di fatica del materiale; quelli della seconda invece l'entità della corrosione locale che ha luogo dopo che il materiale ha raggiunto il suo limite di fatica.

Le esperienze hanno inoltre dimostrato che la erosione è di gran lunga più sensibile nell'acqua di mare che nell'acqua semplice. Il bronzo di alluminio è particolarmente resistente a questa azione.

Le nozioni sull'argomento sono state notevolmente aumentate per opera di I. M. Mousson della « Safe Harbour Water Power Corporation », di America. Per le prove di erosione lo sperimentatore usò un tubo di Venturi nel quale poneva i campioni da esaminare.

La pressione dell'acqua a monte del tubo era di 34 kg/cm² mentre quella a valle era di 2 kg/cm². L'esperimento durava 16 ore ad una temperatura costante di 20°C. L'entità della cavitazione o della corrosione locale era valutata dalla perdita di peso avvenuto durante la prova. Le prove eseguite su circa 200 campioni di metalli di cui molti avevano subito delle lavorazioni plastiche, hanno rivelato che la corrosione può aver luogo per l'indebolimento del materiale dovuto sia a successive deformazioni in zone di sovratensione, sia ad un fenomeno di fatica prossimo allo snervamento nel punto in cui si manifesta una distribuzione uniforme.

Nei materiali non ferrosi, le perdite più forti per cavitazione sono rilevabili nelle leghe di alluminio sia fuso come laminato o estruso.

I risultati ottenuti indicano che la laminazione e la forgiatura sono vantaggiose perchè possono migliorare le proprietà fisiche del materiale.

Pur tuttavia queste lavorazioni possono portare anche a risultati nettamente negativi nel caso in cui il materiale laminato presenti una stratificazione, che è causa di minore resistenza; stratificazione che può diventare evidentissima se a causa dei trattamenti termici, i cristalli dei vari componenti il materiale in esame si sono notevolmente ingranditi.

Tabella 2.

Dati di confronto ottenuti con i due metodi di determinazione.

Materiale	Metodo per vibrazione		Metodo con tubo Venturi	
	Acqua normale	Acqua di mare	Acqua normale	Acqua di mare
Bronzo	1.6	1.5	60.0	55.0
Acciaio	1.2	0.95	1.6	5.6
Ferro	1.0	0.54	1.0	0.2

La tab. 2 fornisce i dati di confronto ottenuti con i due metodi di determinazione.

F. S.

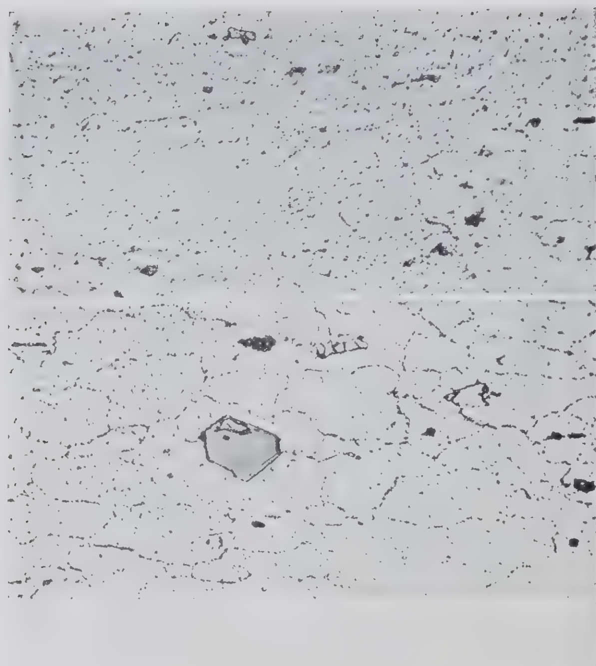
b) Trattamenti superficiali

P. Brenner e H. U. Vogel - **Influenza della struttura sul colore delle pellicole Eloxal nel caso di leghe Al-Mg** - «Aluminium» XIX, pp. 696-698 (1937).

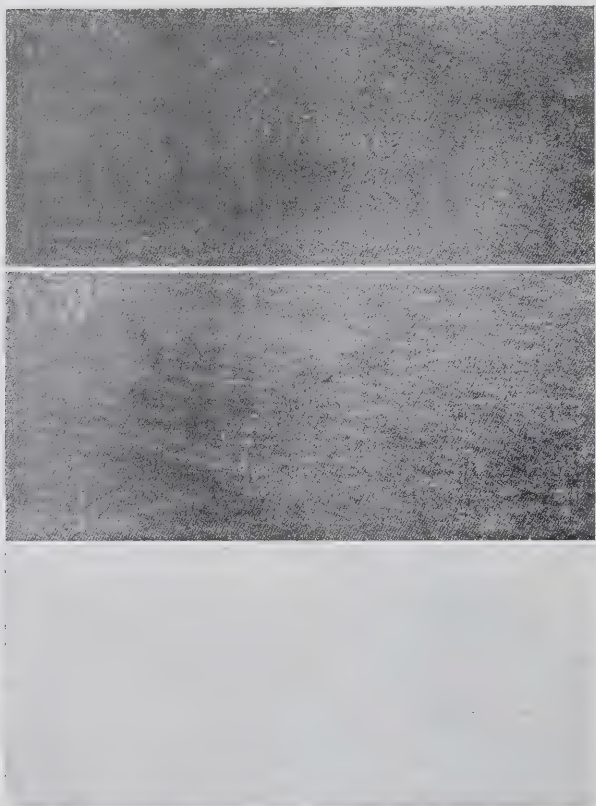
Nell'ossidazione anodica in bagno GS (glicerina + H_2SO_4) s'era visto che il colore della pellicola d'ossido variava dall'argenteo al nero, in certi casi bruno.

Sullo stesso argomento B. Fischer ha scritto che la ricottura della lega Al-Mg a 270 o 320° faceva spostare il colore della pellicola verso toni più cupi. Il Fischer ha adoperato una lega al 9% di Mg: ma gli AA. hanno preferito leghe a più basso Mg e di struttura tale da fornire tinte d'un bel bianco argenteo.

Essi infatti usarono due leghe leggere la cui differenza essenziale stava nel diverso tenore in Mg: risp. 5 e 6%. Si trattava di lamierini omogeneizzati semiduri. I campioni furono divisi in tre gruppi di cui uno rimaneva intatto per testimone, uno venne ossidato anodicamente dopo 72 ore di riscaldamento a 100° ed uno dopo 24 ore a 200°. La struttura dei tre gruppi, denominati A, E e C, era la seguente: gr A omogeneo, gr. E fini segregazioni di cristalliti β ai margini dei grani, gr. C segregazioni anche nell'interno. La lega al 6% di Mg presenta gli stessi fenomeni in modo anche più marcato.



Figg. 1-3 - Struttura ed aspetto della pellicola Eloxal nel caso d'una lega Al-Mg al 6,5% di Mg.



Figg. 4-6 - Struttura ed aspetto della pellicola Eloxal nel caso d'una lega Al-Mg al 6,5% di Mg.

Condizioni dell'ossidazione elettrolitica: corrente continua e bagno ad acido solforico; attacco preliminare breve con NaOH a caldo, neutralizzazione con HNO_3, elettrolisi durante mezz'ora con 12 V. Elettrolita: 25% H_2SO_4 e 9% glicerina. Dopo ossidazione i pori vennero otturati per immersione in una soluzione al 5% di paraffina in tetracloroetilene.

Il risultato più importante è che in tutti i casi (in accordo colle esperienze del Fischer) sui campioni omogeneizzati si sono formate delle pellicole Eloxal di colore bianco-argenteo. Il rinvenimento a 100 e risp. 200° provoca un cambiamento di colore fino a grigio-scuro.

E' molto istruttivo osservare le figg. 1-6. Esse si riferiscono ad una terza lega, al 6,5% di Mg, non omogeneizzata. La micrografia (fig. 1) presenta minute segregazioni di cristalliti β disseminate uniformemente, il corrispondente strato Eloxal (fig. 4) riuscì completamente nero. Dopo 6 ore di riscaldamento a 290° la pellicola di ossido riuscì bruna (fig. 5) la micrografia del metallo presenta segregazioni a rosario lungo i giunti dei grani. Le figg. 3 e 6 presentano rispettivamente la micrografia del metallo omogeneizzato e la pellicola che su esso s'è formata, di colore bianco-puro.

In conclusione: nelle leghe Al-Mg il colore delle pellicole Eloxal dipende strettamente dalla quantità e suddivisione delle segregazioni. I provini omogenei forniscono pellicole bianchissime. V. B.

J. V. Rushton **L'ossidazione anodica dell'alluminio e delle sue leghe** - « Aluminum » (London) III, pp. 347-353; 381-388 (1938).

Pur essendo un fenomeno elettrolitico, l'ossidazione anodica è un processo molto diverso dalla comune elettrolisi: infatti il rivestimento formatosi sull'alluminio e sulle sue leghe in seguito ai processi anodici, non è un deposito di sostanze contenute nella soluzione che li circonda, ma una trasformazione di natura elettrochimica della superfice del metallo.

E' noto che l'alluminio comincia ad ossidarsi se esposto all'azione dell'atmosfera; quest'ossido naturale, generalmente considerato come un prodotto di corrosione, non è però capace di proteggere il metallo sottostante da successive azioni corrosive. Essendo esso infatti facilmente asportabile, nuovo ossido verrà a formarsi a spese del metallo sulla superfice rimasta scoperta ed in breve, continuando il fenomeno nel tempo, si ha la completa trasformazione di tutto il metallo.

Col processo anodico, che può anche considerarsi come un processo di corrosione accelerata, si forma invece una patina di ossido che riveste in modo continuo tutta la superfice del metallo. Essa le rimane indelebilmente attaccata e per questa sua tenace aderenza offre una notevole resistenza all'azione corrosiva dell'atmosfera e di molti altri elementi.

Un'interessante teoria sull'ossidazione anodica è quella fornita da Taylor e Inglis nel 1903 come risultato di alcune esperienze da loro eseguite con un anodo di alluminio in una soluzione di acido solforico.

Secondo questa teoria il passaggio della corrente è dovuto alla presenza di certi ioni che, anche in piccole concentrazioni, passano attraverso la pellicola d'idrossido che riveste l'anodo d'alluminio. Questa pellicola d'idrossido è però permeabile solo per certi ioni e non viene attraversata invece da altri. L'anormale comportamento dell'alluminio in H_2SO_4 dovrebbe esser dovuto all'impermeabilità del film agli ioni SO_4 e agli ioni Al. Questa ipotesi è infatti giustificata dal fatto che invertendo la corrente si ripristina il passaggio di questa attraverso l'elettrolita per la permeabilità del film agli ioni H.

Se pertanto un pezzo d'alluminio viene adoperato come anodo in una soluzione diluita di H_2SO_4, una volta formatosi il film superficiale gli ioni SO_4 non potranno più andare all'anodo nè gli ioni Al dall'anodo alla soluzione: non essendovi più movimento di ioni interrompe il passaggio della corrente.

In realtà una piccola quantità di corrente passa sempre attraverso l'elettrolita per il passaggio attraverso il film di alcuni ioni H: i rimanenti ioni OH combinandosi con gli ioni Al formano l'drossido $Al(OH)_3$ che viene a sostituire quello eventual-

mente rimosso dalla soluzione acida, assicurando in tal modo la continuità del film.

Attualmente si praticano svariati metodi di ossidazione ciascuno dei quali ha il suo merito particolare in relazione ai risultati che si desiderano. Le proprietà del film anodico possono venire alterate variando alcuni dei seguenti fattori:

Elettrolita.
Concentrazione dell'elettrolita.
Temperatura.
Potenziale applicato.
Tempo del trattamento.
Tipo di corrente (alternata o continua).

Combinando diversamente queste variabili possono ottenersi tipi di films con caratteristiche diverse: duttili, teneri, duri opachi o trasparenti.

Per films duri e resistenti a corrosione, la scelta dell'elettrolita è di capitale importanza. Gli elettroliti oggi più comunemente usati sono quelli all'acido solforico, all'acido cromico e all'acido ossalico: quello all'acido cromico è in generale usato per quegli oggetti da cui si richiede una buona resistenza a corrosione, gli altri due sono invece applicati ove interessa maggiormente l'aspetto esteriore del materiale.

Il processo più largamente usato è quello Bengough Stewart che adopera l'elettrolita al 3% di acido cromico in acqua completamente esente da cloruri. Il catodo è generalmente di ferro e la temperatura dell'elettrolita vien mantenuta intorno ai 40°C durante l'operazione. La densità della corrente, normalmente da 3 a 4 Amp. per piede quadrato di superfice, varia durante il processo. Al momento dell'inserzione in circuito, l'oggetto, essendo privo di rivestimento non offre alcuna resistenza ed è quindi necessario disporre d'una serie di resistenze per un preciso controllo della tensione. Con questo sistema di regolazione viene applicata gradualmente in un tempo di 15 minuti primi una tensione di 40 volt, la quale è mantenuta per altri 35 minuti. Detto valore viene innalzato lentamente fino a 50 volts entro i successivi 5 minuti e mantenuto per altri 5 minuti. In totale il processo è completo in un'ora e la densità di corrente è più elevata per le leghe che per l'alluminio puro. Le leghe debbono essere esenti da zinco e non avere meno del 95% di alluminio. Il rivestimento formatosi con tale processo è di colore grigio leggermente opaco per l'alluminio puro e grigio scuro per le sue leghe: un contenuto elevato di silicio rende il film quasi nero.

Diverse concentrazioni di elettrolita sono indicate per il processo all'acido solforico, ma numerose esperienze eseguite dall'A. per stabilire la concentrazione « optimum » hanno mostrato che se si ha di mira la resistenza alla corrosione la concentrazione ideale è quella che corrisponde alla massima conduttività: le aggiunte di altre sostanze non hanno variato di molto i risultati. In tale processo è necessario agitare continuamente la soluzione e aggiungere acqua ed acido per compensare le perdite per evaporazione: la quantità di solfato d'alluminio presente nel bagno determina la vita dell'elettrolita.

La temperatura più conveniente dell'elettrolita varia con la concentrazione di esso: con una concentrazione dell'1% si lavora ottimamente a 15°, mentre la temperatura più opportuna per un elettrolita al 20% è 22°,6.

I catodi sono di piombo e la tensione che è generalmente più elevata per basse concentrazioni varia fra 6 e 20 volts.

L'alluminio anodizzato con tale processo è di colore argenteo mentre le sue leghe in relazione alla loro composizione vanno fino al grigio scuro.

Il processo all'acido ossalico è simile a quello all'acido solforico: può con esso adoperarsi anche la corrente alternata e i films che si ottengono hanno una colorazione giallastra.

Il locale ove si esegue l'ossidazione deve essere molto ampio isolato e fornito di acconci sistemi per lo scarico dei fumi, il pavimento deve essere ben asciutto e impermeabile agli acidi. Per l'economia dei conduttori i generatori dovrebbero essere il più vicino possibile agli elettrodi, ma per evitare rumori è preferibile averli fuori del locale dei trattamenti. Per l'agitazione della soluzione si è trovato conveniente l'uso dell'aria compressa.

La superfice degli oggetti prima del trattamento deve essere ben pulita e priva di grassi: a tal fine vengono adoperati come solventi il tricloroetilene, il petrolio e il benzolo.

Fra le varie difficoltà che si presentano nell'ossidazione anodica sono da ricordare le seguenti:

a) Spesso l'oggetto da anodizzare è costituito da profili d'estruzione, da laminati e da pezzi greggi di colata che talvolta appartengono a leghe di diversa composizione. In queste condizioni è impossibile ottenere l'oggetto d'aspetto uniforme in ogni suo punto, nè d'altra parte può applicarsi alle varie parti di esso un determinato trattamento. La soluzione migliore per ovviare a questa difficoltà è d'applicare il processo all'acido solforico che diminuisce i contrasti tra le varie parti.

b) Se l'oggetto è poroso l'elettrolita viene trattenuto dai pori e continua a uscire anche dopo diversi giorni di lavaggio in acqua. Se ad esso viene applicato il processo Stewart la sua superfice si ricopre di macchie brune che ne deturpano l'aspetto ma che non vanno a detrimento della resistenza a corrosione del film.

c) In oggetti, come telai per serramenti aventi gli angoli saldati si verifica una decolorazione in corrispondenza della saldatura dovuta al trattamento termico subìto dalla parte. Il rimedio consiste nel normalizzare l'oggetto immergendolo in un bagno di 50% di nitrato potassico e 50% di nitrato di sodio mantenuto a conveniente temperatura..

Questa temperatura varia col tipo di lega e la durata dell'immersione dipende dallo spessore del pezzo: dopo tale riscaldamento l'oggetto viene temprato o raffreddato all'aria a secondo delle caratteristiche meccaniche che da esso si richiedono.

d) Frequenti bruciature dovute a sovratensioni o a contatto imperfetto fra le parti si riscontrano in corrispondenza degli attacchi dell'oggetto ai morsetti conduttori. Talvolta esse sono però solo apparenti essendo semplicemente degli aloni dovuti ad attacco di sali usati nel trattamento termico e non completamente asportati prima dell'anodizzazione.

e) L'aspetto vaiolato che assumono sovente certi oggetti è attribuibile all'uso d'una tensione troppo elevata all'inizio del processo o alla presenza di impurità nell'elettrolita. Se ciò si verifica in prossimità del pelo liquido, il difetto è causato o da una tensione troppo elevata o da una eccessiva temperatura dell'elettrolita.

In tutti i processi anodici il rivestimento aumenta gradualmente di spessore dal momento in cui viene applicata la corrente: nei primi minuti di trattamento, dato l'esilissimo spessore, il film ha l'aspetto iridescente. Continuando l'operazione si arriva al punto in cui l'azione dissolvente dell'elettrolita è equilibrata dalla resistenza opposta dal film: da tale istante lo spessore di questo non può più aumentare e ogni tentativo per accrescerlo va a detrimento di esso. Che l'oggetto ha subìto un trattamento eccessivo ci si accorge facilmente dalla comparsa di un grigio pulviscolo sulla sua superfice se viene adoperato il processo Stewart, e di arborescenze fioccose se invece è applicato quello all'acido solforico. Lo spessore del film ottenuto varia a seconda del processo: con elettrolita d'acido solforico si può raggiungere facilmente lo spessore di 1/10 di millimetro mentre questo è considerevolmente più piccolo adoperando acido cromico.

Con l'ossidazione anodica il volume degli oggetti aumenta essendo la quantità d'idrossido formatosi maggiore del metallo scomparso: questo è da tenere in considerazione nel caso si avesse da fare con pistoni e in tutti gli altri casi ove si richiedono dimensioni rigorosamente stabilite.

Il costo di un processo anodico varia considerevolmente con la grandezza dell'oggetto: esso è spesso di parecchio superiore al costo stesso di produzione se gli oggetti da anodizzare sono molto piccoli ma rappresenta una piccola frazione del valore di essi se questi sono molto grandi. I fattori che incidono maggiormente sul costo di un processo Stewart sono progressivamente i seguenti:

mano d'opera;
energia elettrica;
elettrolita;
calore;
acqua.

Se l'oggetto anodizzato deve essere anche colorato la cura dell'operatore deve essere estrema se si vogliono ottenere risultati soddisfacenti. Se il film viene infatti a contatto con qualcosa che può assorbire si formano facilmente delle macchie superficiali.

I fattori che bisogna tener costanti onde avere sempre ottimi risultati sono i seguenti:

temperatura e concentrazione dell'elettrolita;
densità di corrente;
durata del trattamento;
durata del lavaggio dopo il trattamento;
concentrazione e temperatura del bagno colorante;
durata d'immersione nel bagno colorante.

Una notevole importanza ha inoltre il disegno degli oggetti da ossidare anodicamente: un disegno corretto di essi può infatti eliminare difficoltà insormontabili durante il processo. E' uso per esempio far finire l'orlo di recipienti d'alluminio con una svasatura: questa farà stagnare entro di essa l'elettrolita provocando serii inconvenienti durante l'operazione.

Se nella svasatura vi corre anche un'anima d'acciaio l'ossidazione si rende impossibile per la meno conducibilità dell'acciaio rispetto all'alluminio. Se si elimina la svasatura o si ripieghi l'orlo leggermente un ottimo trattamento è invece assicurato.

L'applicazione in architettura di oggetti ossidati come elementi decorativi è ormai di uso comune. Parecchi edifici come lo « Strafford Memorial Theatre » e l' « Unilever House » di Londra sono stati quasi completamente arredati con strutture d'alluminio ossidate. E' solo riprovevole che in alcuni casi queste strutture furono adoperate per imitare altri metalli ed anche legnami, mascherando tutta la bellezza del film anodico colorato.

Nonostante questi pregi v'è ancora un ramo dell'industria — l'industria trasporti — che sembra non apprezzare eccessivamente la scoperta d'un metallo tre volte più leggero dell'acciaio, resistente, decorativo e conveniente sotto ogni aspetto. Fa eccezione l'industria costruzioni aeronautiche che invece, e ben a ragione, adopera su vasta scala strutture d'alluminio ossidate con processo anodico. P. F.

VI. - APPARECCHI SCIENTIFICI E DI MISURA - MISURE INDUSTRIALI

M. Bosshard, H. Hug, E. Haensler - **Procedimento per l'esame della quantità di gas contenuto nell'alluminio coll'apparecchio per l'esame dei metalli nel vuoto secondo Straube-Pfeiffer** - «Aluminium» XIX, pp. 699-704 (1937).

Il suindicato metodo non è adatto per la determinazione del gas contenuto in lamiere o in profilati, bensì unicamente per quello contenuto nel metallo che si trova nei forni fusori oppure nei crogiuoli. Una quantità prestabilità, possibilmente costante di metallo allo stato fuso si pone sotto una campana pneumatica e s'osserva il processo di solidificazione nel vuoto. Nell'officina non ha tanta importanza il sapere quali gas e quanto se ne trova nel metallo, bensì piuttosto se col contenuto gassoso esistente il metallo è utilizzabile oppur no.

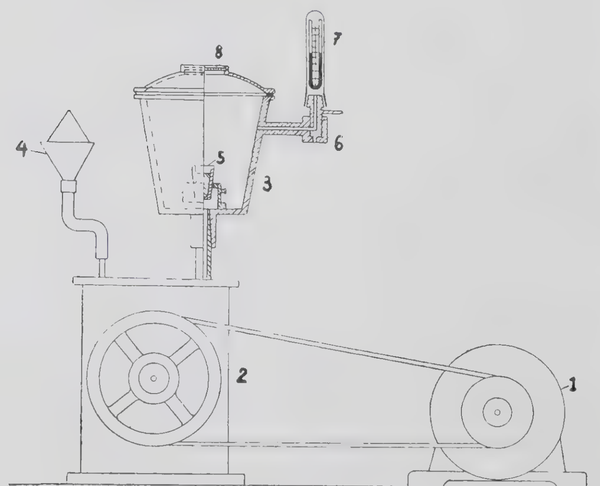


Fig. 1 - Apparecchio secondo Straube-Pfeiffer.
1 - motore, 2 - pompa, 3 - campana pneumatica, 4 - vaso di trattenuta dell'olio, 5 - crogiuolo, 6 - valvola, 7 - vacuometro, 8 - finestrino d'osservazione.

L'apparecchio si esamina anzitutto per la tenuta del vuoto (almeno per qualche tempo) anche a pompa ferma; poi si pongono in un crogiuolo di grafite o di ferro, riscaldato al rosso scuro, circa 150 g di metallo fuso. Il crogiuolo si pone nella campana pneumatica e si pratica il vuoto. Colla pompa usata dagli AA. si raggiunge in 30-60 sec. una depressione $< 0{,}5$ mm di Hg circa. I fenomeni che avvengono alla superficie del metallo, in particolare la fuoriuscita dei gas si segue, durante tutto il raffreddamento, per osservazione visuale attraverso un finestrino di vetro. I provini poco gasati o liberi addirittura dal gas hanno una superficie liscia e specchio metallico concavo, mentre lo specchio appare convesso e solcato da fenditure se il tenore di gas era alto (fig. 1).

Dopo raffreddamento e riammissione dell'aria si leva il regolo dal crogiuolo e si sega per il lungo. Il rapporto tra la superficie delle cavità apparenti nella sezione centrale e quella dei piani ci permette di trarre ulteriori deduzioni che nella maggioranza dei casi coincidono con quelle fatte durante la solidificazione.

Le sezioni si possono suddividere in 4 classi: 1. provini liberi da cavità; 2. scarsamente affetti; 3. mediamente affetti; 4. fortemente affetti da cavità. La fig. 2 riporta quattro coppie di rappresentanti tipici di queste classi.



Fig. 2.
a) provino fortemente affetto da cavità
b) provino mediamente affetto da cavità
c) provino scarsamente affetto da cavità
d) provino esente da cavità di ritiro.

Per un'interpretazione esatta occorre sempre praticare insieme e parallelamente le due osservazioni, quella del metallo che va raffreddandosi e quella del regolo sezionato. Ma giammai dobbiamo basarci sull'osservazione della sola sezione, altrimen-

ti si commettono facilmente degli errori. Infatti la formazione delle cavità dipende anche dalla velocità di raffreddamento e di solidificazione del metallo: con una solidificazione troppo rapida il gas può rimanere in soluzione solida e si può credere che il metallo sia esente da gas.

Un raffreddamento troppo lento può a sua volta permettere la fuoriuscita della maggior parte del gas prima della solidificazione, cosicchè il metallo resterebbe con una ricchezza di cavità inferiore a quella corrispondente al reale contenuto in gas.

Infine occorre aver cura che tutti i campioni vengano posti nel vuoto ad una temperatura uguale, superiore di circa 100° al loro punto di fusione; che le quantità usate per provini siano all'incirca uguali; che i crogiuoli siano sempre puliti e preriscaldati allo stesso modo e che preventivamente siano stati calcinati a fondo. Gli AA. descrivono minutamente le modalità sperimentali e riportano una tabella ricca di dati sperimentali.

In conclusione gli AA. ritengono che l'apparecchio a depressione secondo Straube-Pfeiffer può rendere servigi pratici buoni, purchè usato a regola d'arte. La maneggevolezza dell'apparecchio permette d'esaminare il metallo riguardo al contenuto gassoso sino a 15 minuti prima della colata. Coll'esperienza si fa «l'occhio clinico» tanto che riesce abbastanza facile distinguere quando il gas è eccessivo. A questo modo c'è da prevenire molti scarti.

V. B.

VII. - TECNOLOGIA

a) Fonderia

H. J. Mìller - La fusione del bronzo d'alluminio - Parte I - II - III «The Metal Ind.» LIII, pp. 147-152; 175-180; 199-202 (1938).

L'enorme successo ottenuto dai bronzi d'alluminio in Francia, negli Stati Uniti e specialmente in Germania dopo il divieto di importazione di metalli non ferrosi, è indubbiamente dovuto alle loro elevate caratteristiche fisiche e meccaniche: esse hanno infatti permesso di sostituire quasi in tutti i campi, il bronzo fosforoso e il bronzo da cannone.

La composizione delle leghe attualmente in commercio è invero molto variabile; si può dire però che nella maggior parte dei casi i bronzi d'alluminio siano di due tipi contenenti rispettivamente l'8 e il 10% di alluminio.

Dato che questi bronzi, se lentamente raffreddati, possono diventare notevolmente fragili per il cosidetto fenomeno di «autoricottura» è evidente l'importanza che assume il metodo di fusione e di colata dei grossi getti, per i quali è inevitabile il raffreddamento lento. Fra le varie soluzioni atte a contenere entro certi limiti l'effetto dannoso del raffreddamento lento vi è quella di modificare, mediante aggiunta di ferro, la composizione originaria. La presenza di una quantità di ferro, variabile dall'1 al 3%, impedisce un eccessivo ingrossamento dei cristalli conferendo al materiale una struttura molto fine anche con velocità di raffreddamento molto basse.

Il nichel e il manganese agiscono nello stesso senso sebbene in grado minore.

Tabella 1.

Leghe tipiche da fonderia.

Composizione %				
Rame	88	90	90	89
Alluminio	9	9	10	10
Ferro	3	< 1		< 1
Caratteristiche				
Carico di rottura kg/mm²	46—53	42—50	42—54	56—62
Limite di proporzionalità kg/mm²	14—17	11—14	6—8	20—26
Carico di snervamento (0,5%) kg/mm²	17—22	14—17	14—17	34—38
Allungamento (% su 50 mm)	20—40	20—40	15—25	5—10
Durezza Brinell	90—110	70—100	90—100	170—200

Le leghe più comunemente adoperate hanno la composizione riportata nella tab. 1. Di queste, la lega 88/9/3 è forse la più adatta per getti di qualunque grandezza essendo essa quasi immune da difetti di «autoricottura» e possedendo contemporaneamente ottime caratteristiche meccaniche. Qualora invece si richiedono delle proprietà più elevate è più vantaggioso l'impiego della lega 89/10/1 temprata da 850-900°C e rinvenuta a 350-650°C.

Per caratteristiche ancora più elevate quali si richiedono p. es. nelle ruote, chiocciole ecc. le quantità d'alluminio e di ferro crescono proporzionatamente fino ad aversi in certi casi un tenore di 13% di alluminio 5% di ferro e 1% di manganese o nichel. In queste leghe si raggiunge facilmente una durezza di 300 Brinell e un carico di rottura di 32 kg/mm².

Altre leghe acquistano particolare importanza per la presenza di elementi secondari di alligazione: fra queste vi è la lega con 9% di piombo adatta per sopporti, quella con 5% di nichel molto resistente alla corrosione e quella contenente 2,5% di silicio avente un'ottima fluidità allo stato liquido.

Nei primi tempi della produzione di bronzi d'alluminio parecchi fonditori credettero di potere applicare ad essi la tecnica usuale degli ottoni e dei bronzi comuni: ciò dette luogo a così notevoli insuccessi che per parecchio tempo l'uso di questi bronzi è stato abbandonato.

Fra gli elementi o fenomeni che maggiormente influenzano il risultato finale e chè bisogna quindi tener presenti nella tecnica dei bronzi d'alluminio ricordiamo:

a) la facilità con la quale i gas vengono assorbiti dal metallo liquido e la successiva loro espulsione durante la solidificazione; eliminando tale assorbimento si evita nel getto la formazione dei caratteristici «colpi di spillo»;

b) la necessità di una buona disossidazione del rame ottenuta prima di aggiungere l'alluminio onde escludere la formazione di ossidi di questo metallo che altrimenti rimarrebbero facilmente inclusi nel getto.

c) la turbolenza del liquido durante la colata favorisce la copertura delle gocce di metallo con ossido d'alluminio che ostacola il loro ritorno nella massa liquida e favorisce la formazione di «ripiegature o cuciture» nel getto;

d) l'uso di adeguate colate e montanti per ridurre l'entità del ritiro;

e) l'effetto dell'«autoricottura» o formazione di una grossolana, fragile struttura che si manifesta nei getti di determinata composizione se il raffreddamento è molto lento.

In linea generale la preparazione delle leghe si esegue o mescolando direttamente metallo vergine con rottami o rifondendo leghe precedentemente preparate sotto forma di pani o lingotti.

Il primo metodo è di uso più comune; il secondo invece è specialmente indicato ove interessano getti privi di ossidi e di composizione ben definita in quanto le minime variazioni del tenore d'alluminio influiscano moltissimo nelle caratteristiche meccaniche. In generale è conveniente adoperare rame quasi puro o contenente piccolissime quantità di ossigeno: è sempre preferibile quindi l'uso di rame elettrolitico.

Ciononostante (l'esperienza l'ha dimostrato) vengono adopera-

ti con risultati soddisfacenti billette o barre di rame nelle quali il tenore d'ossigeno non sia eccessivo.

Benchè l'uso quasi integrale di rottami abbia dato in qualche caso dei buoni risultati, alcuni fonditori consigliano di adoperare soltanto rottami di grosse dimensioni. Secondo il Ganzauge, per getti molto complicati, non dovrebbero adoperarsi più del 30% di rottami potendo arrivare invece negli altri casi fino anche al 60%. L'alluminio come s'è detto può essere aggiunto in forma di pani della qualità commerciale 98-99% o sotto forma di lega madre 50/50%. Quest'ultima forma è da preferire sebbene la sua preparazione richiede maggiore cura.

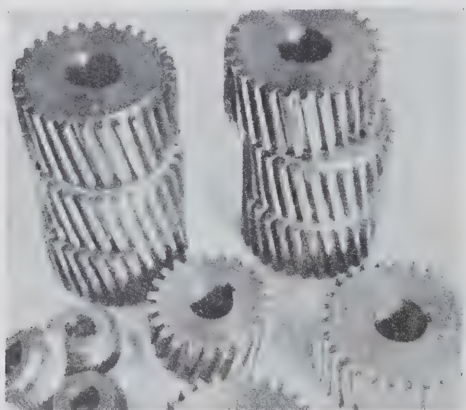


Fig. 1 - Ruote dentate in bronzo d'alluminio per macchine operatrici.

L'alluminio aggiunto al bagno eleva la temperatura per la formazione dell'ossido (nel caso non si fosse disossidato perfettamente) e del composto Cu_3Al. Questa sopraelevazione di temperatura è accompagnata da una cospicua formazione di scorie che possono anche in parte restare imprigionate nella massa liquida. Con l'uso della lega madre si ha pure un aumento di temperatura ma la quantità di scorie è molto più piccola.

Contrariamente a quello che ci si potrebbe aspettare il calo in alluminio non è notevole tanto da non essere strettamente necessario tenerne conto nel computo della carica. Alcuni fonditori hanno anzi notato che si ha un aumento del tenore d'alluminio rispetto a quello stabilito dovuto probabilmente ad una più facile degradazione del rame.

Per l'aggiunta degli altri metalli quali il ferro e il nichel è preferibile l'impiego di leghe madri. Quando ciò non è possibile, il ferro viene aggiunto nel bagno sotto forma di placche contemporaneamente all'alluminio: il rapido innalzamento di temperatura che accompagna la carica dell'alluminio aiuta molto il passaggio in soluzione del ferro.

Il nichel invece, dato il tempo richiesto per la sua completa soluzione nel rame, viene introdotto assieme a questo nel crogiuolo. Il manganese viene aggiunto come lega madre al 30% ed immediatamente prima dell'alluminio data la sua benefica azione disossidante; nel caso che le leghe non debbano contenere manganese come costituente essenziale si introdurrà nel bagno il 0,3% circa di questo elemento sempre prima della carica di alluminio.

Praticamente tutti i tipi di forni oggi in uso per la fusione dei bronzi comuni e degli ottoni sono anche adatti per i bronzi d'alluminio: sono da escludere invece i forni elettrici ad induzione, sia a bassa che ad alta frequenza, che agitano fortemente la massa liquida favorendo la formazione di ossidi.

In tutti i casi è essenziale che lo stato di fusione venga raggiunto al più presto possibile; è quindi conveniente adoperare forni di elevata capacità termica. Per lo stesso motivo sarà bene introdurre nei forni una carica inferiore alla massima in modo che, data la rapidità con cui si raggiunge la fusione, si dà meno tempo ai gas di passare nel bagno.

Numerosi sono i flussi che vengono adoperati nella fusione dei bronzi d'alluminio e nonostante non si sia ancora trovata la loro specifica funzione nel processo, è universalmente riconosciuto che essi esercitano una benefica influenza sulla qualità dei getti. Generalmente essi vengono adoperati per coprire il metallo onde impedire l'assorbimento dei gas e la formazione di ossidi: in molti casi il miglior ricoprimento di esso è costituito da uno strato di carbone di legna che ha anche il vantaggio di essere un ottimo disossidante. Alcuni fonditori ricorrono ad un miscuglio di sale e carbone onde realizzare nello stesso tempo un materiale funzionante da flusso e da ricoprimento: altri ancora preferiscono l'uso di rottami di vetro, di miscugli di sale borico con solfato o fluoruro di manganese. Fra i miscugli più raccomandabili vi è quello formato da quattro parti di solfato di manganese ed una di polvere di magnesio aggiunto nel bagno in ragione del 0,05%.

E' ormai universalmente riconosciuto che il più comune disossidante, il fosforo, oggi in uso per il rame e le sue leghe esercita un'azione nociva nei riguardi del bronzo di alluminio: le aggiunte di fosforo possono infatti portare alla separazione dei fosfati e, come conseguenza, alla diminuzione della duttilità e della resistenza della lega finale.

L'uso del silicio come disossidante, benchè raccomandato da alcuni scrittori viene dalla maggioranza condannato in quanto si sostiene che anche piccolissime quantità di tale elemento, rimaste nella lega abbassano notevolmente le caratteristiche di questa.

Il disossidante più comunemente adoperato è come si è già detto il manganese. Il magnesio, oltre ad essere un energico disossidante è anche un buon desolforante dei metalli non ferrosi; per la qual cosa viene frequentemente aggiunto insieme col manganese in ragione del 0,02%.

Ha avuto molto successo come disossidante la miscela proposta da W. M. Corse e formata da 0,6% di Ti, 6% Mn, 2% Mg, 1% Ca e 37% Al; questa miscela viene aggiunta nel bagno nella quantità di 0,5-1% 5-10 minuti prima di eseguire la colata.

Sempre allo scopo di evitare la formazione di ossidi le colate vengono eseguite mantenendo il liquido in assoluta quiete e diminuendo il più possibile l'altezza di caduta del metallo; sarà bene impiegare per la colata il metodo Durville a gas inerte.

Riguardo al fenomeno del ritiro che accompagna la solidificazione dei bronzi d'alluminio, discordi sono i pareri dei metallurgisti; infatti mentre comunemente si raccomanda di munire i getti di materozze e montanti di dimensioni opportune, alcuni sperimentatori quali Claus, Göderitz, Pilling e Kihlgren hanno dimostrato che la contrazione che ha luogo in questi bronzi è meno pronunziata di quella relativa alle altre leghe di rame. Interessante è a questo riguardo il paragone fra il cono di ritiro di un lingotto in bronzo da cannone e quello di un lingotto simile in bronzo d'alluminio: mentre in quest'ultimo il cono si estende fino al fondo del lingotto nel primo esso è limitato alla parte superiore e contemporaneamente tutta la massa del getto presenta una dannosa porosità per l'esistenza dei così detti « colpi di spillo ».

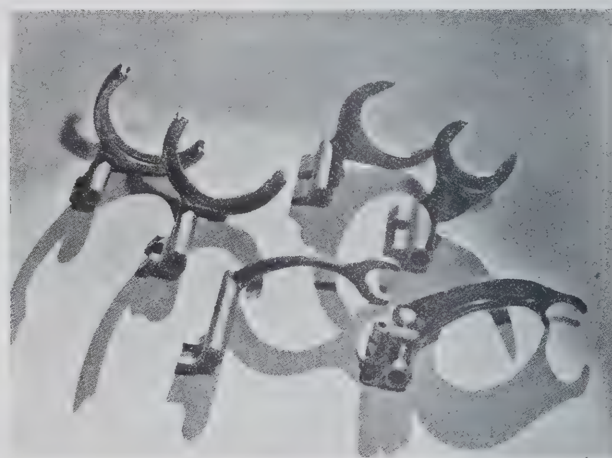


Fig. 2 - Due gruppi di forcelle per scatole-cambio di autoveicoli.

Con opportuni accorgimenti è possibile però correggere il

ritiro dei bronzi d'alluminio mentre invece è notevolmente difficile e praticamente impossibile evitare la porosità del bronzo da cannone.

Per ciò che riguarda la forma dei getti in sabbia, son da evitare in essi gli angoli vivi e i cambiamenti bruschi di sezione; maggiori difficoltà s'incontrano nei getti di forma un po' complessa, come corpi di valvole, per i quali sarà opportuno variare convenientemente il disegno.

Le colate vanno disposte in modo che il liquido entri nella forma dal basso trasportando le scorie avanti a sè. La forma più opportuna di esse, è quella a corno rovesciato. Questo tipo di colata, che allarga gradualmente la sezione andando verso il getto, diminuisce la velocità d'ingresso del liquido evitando in questa guisa l'asportazione della sabbia.

Riguardo alla posizione delle colate, alcuni preferiscono applicarle alle parti più sottili del getto per fare in modo che il metallo arrivi più freddo nelle zone massiccie, da altri invece vengono attaccate a quest'ultime in modo da farle funzionare anche da materozze: il secondo metodo è particolarmente raccomandabile.

E' da scartare per uno stesso getto l'impiego di due o più colate che favorirebbe nell'incontro delle correnti liquide l'inclusione di ossidi. La sommità del colatoio è spesso provvista di un bacino di carica dal quale il liquido scorre ed entra nel getto in modo uniforme e continuo lasciando invece le scorie sulla superficie del metallo contenuto nella vaschetta.

Per superare le difficoltà che si presentano durante la solidificazione dei bronzi d'alluminio è indispensabile l'uso di larghe materozze e montanti nei quali verrà in definitiva a concentrarsi l'effetto del ritiro. Non è possibile specificare la particolare grandezza di essi, ma la pratica da adottare è molto simile a quella che si esegue per il bronzo al manganese, gli acciai e le leghe d'alluminio a piccolo intervallo di solidificazione. In molti casi il peso di queste materozze supera quello stesso del getto incidendo fortemente sul costo di esso.

Vari accorgimenti vengono presi per assicurare che i montanti esplichino la loro funzione proprio alla fine della solidificazione e fra questi è più comune l'uso di refrigeranti nelle parti più massicce; ottimo è anche il metodo di alimentare i montanti con metallo surriscaldato di circa 150°C.

I refrigeranti hanno anche il vantaggio di radunare le scorie sulla superficie del metallo ad essi adiacenti di guisa che queste possono, dopo avvenuta la solidificazione, essere facilmente asportate.

I refrigeranti comunemente usati sono di ghisa o d'acciaio dolce; essendosi però verificate delle soffiature dannose nelle parti del getto a contatto con essi si sono sperimentati con successo refrigeranti di carborundum. La formatura in sabbia verde e quella in sabbia secca sono indifferentemente usate nella fonderia del bronzo d'alluminio.

Per oggetti non sottoposti a pressione durante l'esercizio, la formatura in sabbia verde è particolarmente raccomandata specialmente se viene essiccata in superficie prima della colata.

Per getti di forma complessa o comunque sottoposti in esercizio a forte pressione è indicata la formatura a secco. In entrambi i tipi si provvederà alla facile uscita dei gas mediante opportuni sfiatatoi.

Parecchi fonditori consigliano di riempire le forme con ossido di carbonio in modo da ridurre l'ossidazione durante la colata. La temperatura di colata dipende da tanti fattori che non è generalmente possibile indicarne a priori i valori più opportuni; tuttavia son consigliabili le più basse temperature compatibilmente alla possibilità di riempire completamente tutte le parti del getto. E' bene ricordare però che entro certi limiti le caratteristiche dei bronzi d'alluminio non sono influenzate dalla temperatura di colata tanto quanto quelle relative al bronzo fosforoso e al bronzo da cannone.

Come s'è già detto è importantissimo evitare il lento raffreddamento onde limitare il fenomeno di autoricottura; di conseguenza i getti di spessore superiore a 25 mm saranno tolti dalla forma subito dopo la solidificazione e raffreddati all'aria.

Questo sistema però può spesse volte conferire al getto uno stato di tempra per l'eccessiva quantità della fase β non precipitata. S'è potuto vedere che a ciò vanno soggette le leghe contenenti più di 2,5% di alluminio restandone invece immuni le altre con un contenuto più basso.

Altro modo per evitare l'autoricottura è quello di aggiungere alla lega il 3% circa di ferro che inibisce infatti il fenomeno.

Riguardo alle caratteristiche meccaniche e fisiche è interessante il confronto fra il bronzo d'alluminio e il bronzo al manganese. Greggio di colata il bronzo d'alluminio ha un carico di rottura leggermente inferiore a quello dell'altro mentre invece è più elevato se trattato termicamente. Nei casi in cui la resistenza all'usura e all'abrasione riveste una particolare importanza, ruote dentate ecc..., il bronzo d'alluminio è nettamente superiore non solo al bronzo al manganese ma spesso anche all'acciaio.

Il bronzo d'alluminio ha inoltre un'ottima resistenza a caldo ed un'elevata resistenza alla corrosione. Quest'ultima proprietà lo rende particolarmente adatto per applicazioni marine come corpi di pompe, valvole, eliche, tubi di pressione, ruote ecc.

Per pezzi cilindrici, come bussole e ruote, può venire eseguita con successo la colata a forza centrifuga con la quale il metallo, durante la solidificazione, viene spinto verso la periferia della forma rotante a grande velocità intorno al suo asse geometrico. Con questo metodo, grazie all'impiego di conchiglie di ghisa o di acciaio, si ottiene un rapido raffreddamento del metallo e conseguentemente una struttura molto fine del getto. L'importanza di questo fatto è evidente nel caso di ruote dentate, nelle quali è solo la corona esterna che deve sopportare il massimo sforzo d'esercizio. Oltre a questo effetto d'affinazione si rileva ancora un'interessante struttura colonnare, dovuta essenzialmente al meccanismo della solidificazione ad orientazione centripeta: ciò evita la grossolana debole struttura che ha luogo invece al centro dei getti colati in sabbia.

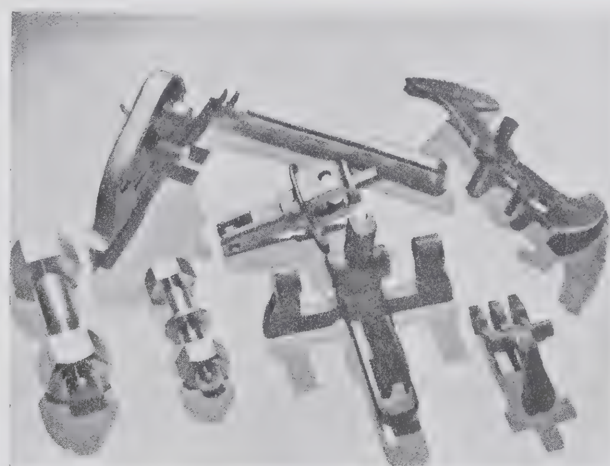


Fig. 3 - Getti diversi in bronzo d'alluminio: notare a sinistra due bulloni possedenti un carico di rottura di 75 kg/mm².

La forza centrifuga genera un effetto di compressione sul metallo liquido favorendo la localizzazione dei gas e degli ossidi alla superficie del pezzo dalla quale i difetti saranno in seguito facilmente asportati mediante lavorazione meccanica. In linea di massima i pezzi di grande diametro si prestano meglio alla colata centrifuga richiedendo essi velocità di rotazione non molto elevate.

La colata in pressione del bronzo d'alluminio, usata per getti di serie con più di 5000 pezzi è da evitare negli altri casi, in quanto che, data la turbolenza che acquista il metallo liquido, con tale metodo si producono notevoli quantità di ossidi. Molto diffusa è invece la colata a gravità in conchiglie di ghisa o d'acciaio; naturalmente quest'ultimo metodo risulta economico per oggetti di serie con non meno di 500 pezzi benchè in certi casi si scenda qualche volta anche a serie di 200 pezzi.

La colata a gravità ha su quella a pressione il vantaggio di poter venire impiegata agevolmente per piccoli pezzi di forma

molto complessa: solo non si raggiunge con essa quell'approssimazione nelle dimensioni del getto che si ottiene invece con la colata in pressione.

I bronzi d'alluminio ottenuti col metodo di colata a gravità sostituiscono vantaggiosamente analoghi pezzi in ottone stampato o forgiato a caldo per la loro più elevata duttilità a resistenza meccanica.

Date le piccole dimensioni dei getti e le piccole quantità di metallo liquido ogni volta richieste per ciascuno di essi è opportuno fornire ogni operaio di un crogiuolo di conveniente capacità e di una tazza di ferro con la quale preleverà il metallo.

Il bronzo d'alluminio ha una leggera azione solvente su queste tazze, ma ciò non ha alcuna influenza sulla bontà del getto dato che il ferro viene anzi aggiunto di proposito per il motivo precedentemente detto.

Nel corso delle operazioni la temperatura delle conchiglie aumenta considerevolmente; sarà quindi necessario raffreddarle, fra una colata e l'altra, immergendole in acqua avente in sospensione della grafite. Il raffreddamento però non deve essere eccessivo se si vogliono evitare soffiature e difficoltà allorchè si debbono rimuovere le anime; a questo proposito è anzi raccomandabile togliere le anime subito dopo avvenuta la solidificazione completa.

Date le alte temperature in giuoco la colata delle leghe di rame attacca notevolmente le conchiglie limitandone quindi la durata. La pellicola d'ossido d'alluminio che si forma istantaneamente sulla superficie dei bronzi d'alluminio allo stato fuso, costituisce invece un efficace mezzo di protezione delle conchiglie; per tale motivo la durata di queste è notevolmente superiore a quella relativa alle conchiglie adoperate per gli ottoni nonostante la più bassa temperatura di colata di questi (circa 900°) rispetto a quella dei bronzi d'alluminio (circa 1050°).

In generale una conchiglia di ghisa o di acciaio, nel caso dei bronzi d'alluminio può venire adoperata senza inconvenienti per dieci-quindicimila pezzi.

P. F.

c) Lavorazione all'utensile

H. SCHALLBROCH e R. WALLÌCHS - **Leghe d'alluminio a taglio rapido** «Maschinenbau-Der Betrieb» XVII, pp. 21-23 (1938).

La locuzione «*lega per tornio automatico*» designa in senso stretto quelle leghe che si possono lavorare, sotto forma di tondini, senza particolare sorveglianza, sui torni anzidetti. In senso lato designa invece tutte quelle leghe che danno facilmente trucioli. Gli AA. usano il termine di lega per tornio automatico appunto in questo senso lato.

Due vie si sono seguite per arrivare alla creazione di tali leghe. Da un lato s'è voluto ottenere il truciolo corto e facilmente staccabile incorporando componenti *teneri*, solo limitatamente solubili nella lega fondamentale. I tecnici s'erano cioè ispirati all'esempio dell'ottone Ms 58, col 2% di piombo.

Dall'altro lato s'è cercato d'ottener lo stesso scopo incorporando costituenti di lega *duri*, che formassero composti intermetallici, ad es. gli elementi Mn, Fe, Cr, V, Ti, Mo. Qui l'idea era stata presa a prestito dall'acciaio per torni automatici. Ma nel caso dell'alluminio il produttore trova difficoltà ad ottenere l'uniforme distribuzione dei componenti duri nella massa. S'è cercato perciò d'ottenere tale suddivisione fine mediante reazioni peritettiche o mediante aggiunte di Fe, Si o Zn. Ciò per evitare il pericolo che lavorando la superficie del metallo, la punta asporti singoli cristalli duri e rovini così la superficie lavorata.

Attualmente prevale la tendenza all'incorporamento di costituenti teneri, ma sarebbe peccato secondo gli AA. se si abbandonassero le ricerche per l'incorporamento di quelli duri, dati i vantaggi che i secondi presentano sui primi.

Lo studioso della lavorazione per asportazione del truciolo può intervenire in tre modi:

a) elaborando metodi sicuri di valutazione delle proprietà di lavorazione al truciolo presentate da una lega nuova;

b) determinando sperimentalmente la forma più adatta degli utensili e le condizioni di taglio più opportune per una lega nuova;

c) esaminando le proprietà di lavorabilità al truciolo d'una lega nuova e confrontandole con quelle di leghe già studiate.

Wallichs e Hunger hanno indicato un metodo di determinare (v. «Alluminio», N° 4, 1937, p. 201) l'influenza delle leghe a base di Al sulla durata degli attrezzi. Essi partirono dall'esperienza che con tali leghe non è possibile raggiungere una distruzione totale dell'utensile per rammollimento dello stesso; bensì ch'esso si rende man mano più ottuso durante il taglio. La larghezza per es. di mm 0,1 di superficie consumata prodotta sulla superficie libera dell'attrezzo si raggiunge in un determinato tempo che vale come misura della capacità di consumare gli attrezzi presentata dalle leghe d'Al.

Sono stati studiati da diversi AA. gli olii adatti per la lavorazione su tornio automatico, riconoscendo che gli olii adatti per l'acciaio e l'ottone vanno bene anche per l'alluminio. Così pure s'è studiato in qual modo la lavorazione delle leghe leggere colle conseguenti alte velocità influenzi la costruzione delle macchine utensili.

Che cosa s'intende per buona lavorabilità per asportazione del truciolo? S'intende formazione di trucioli fragili a frammenti corti, buona superficie, lunga durata degli attrezzi ed impiego degli stessi attrezzi già in uso per l'ottone Ms 58.

Un truciolo corto e non troppo sottile s'è ormai potuto ottenere ed il problema si considera risolto. Un tale truciolo è preferibile, dal punto di vista dell'impastamento, a quelli aghiformi.

La bontà della superficie è pari almeno a quella riscontrabile nell'ottone per tornio automatico, ed anzi il piombo incorporato pare abbia un'influenza favorevole in tal senso, fungendo quasi da lubrificante.

Quanto ad abrasione dell'attrezzo, l'ottone Ms 58 è invece nettamente superiore, nel senso di consumarlo meno. Infatti studiando 12 leghe per torni automatici a base di Al, al Politecnico di Monaco si trovò che il coefficiente di Wallichs e Hunger era per esse da 2,3 a 6,2 volte superiore che non per Ms 58. Spesso si sente la lagnanza che si deve rifare il taglio degli attrezzi con una frequenza 2 a 6 volte superiore che non nel caso dell'ottone.

Le proprietà meccaniche che debbono avere le leghe per torni automatici in generale non sono assai elevate, pure non si deve oltrepassare un minimo nella resistenza alla trazione, nell'allungamento e nella durezza. Delle 20 leghe riportate dallo «Aluminium-Taschenbuch» 16 sono del tipo Al-Cu-Mg, 2 del tipo Al-Mg-Si e due del tipo Al-Mg. Le leghe contenenti rame hanno allo stato indurito una resistenza alla trazione di 40-50 kg/mm² e durezze Brinell fra 100 e 130 kg/mm². Per quelle leghe esenti da Cu gli stessi valori discendono a 29-36 kg/mm² e risp. 100 kg/mm². Gli allungamenti variano fra 5 e 25%, di solito sono intorno a 10-15%. Questi valori corrispondono all'incirca a quelli dell'ottone Ms 58, per cui non vi sono difficoltà per la sostituzione.

Quanto al comportamento elettrochimico non dobbiamo attenderci un peggioramento della resistenza alla corrosione, poichè osservando certe regole si può evitare la segregazione del piombo nei getti. Anche il trattamento superficiale Eloxal non offre difficoltà osservando determinati accorgimenti. I passati insuccessi in questo campo sono dagli AA. attribuiti al fatto che il Pb non era stato distribuito con suddivisione sufficientemente fine su tutta la sezione. Infine per la questione economica occorre cercare d'evitare l'uso di materie prime non nazionali, non inquinare i cascami metallici ed i rottami coi costituenti indesiderabili contenuti nelle leghe per torni automatici e infine

anche il prezzo non deve oltrepassare quello dell'ottone affinchè gli articoli prodotti su tali torni non debbano rincarare.

Ora il Pb, il Bi ed il Cd (anche in Germania) non fanno parte del gruppo delle materie prime estere di cui si debba limitare l'uso. Le quantità percentuali richieste di tali metalli sono scarse.

Si deve invece creare un'organizzazione severa per tenere rigidamente separati i trucioli, rottami ecc. di leghe per torni automatici da quelli di altre leghe per evitare l'inquinamento per Pb delle leghe ad alto valore. Anzi certe officine lavorano tutti i trucioli indistintamente per farne leghe per automatici, cosicchè piccoli tenori in Pb riescono anche graditi.

Il prezzo per unità di volume delle leghe d'Al e dell'ottone oggi è all'incirca lo stesso, cosicchè il costo non può impedire la sostituzione del materiale.

Per il futuro rimane da studiare delle leghe che non consumino gli attrezzi più di quanto faccia l'ottone, da organizzare la separazione netta dei trucioli contenenti Pb da quelli esenti e da dare la preferenza alle leghe esenti da Cu. Si potrebbe concepire anche una lega a base di Mg per tornio automatico, ma qui s'oppone già l'elemento costo ed il pericolo dell'incendio dei trucioli minuti. Invece per le altre proprietà le leghe di Mg sembrerebbero create apposta per la lavorazione su tornio automatico. V. B.

e) Pulitura e decapaggio

A. Zeerlender e E. Zurbruegg - **Trattamento meccanico delle superfici d'oggetti in alluminio e sue leghe** - «Aluminium», XIX, pp. 366-371 (1937).

Poichè nelle officine la lucidatura dell'Al e sue leghe si fa generalmente ancora in base a metodi empirici e spesso segreti, gli AA. hanno ritenuto opportuno determinare i metodi di lavorazione più opportuni, come ripassatura, smerigliatura, lucidatura ecc.

Le figg. 1-4 mostrano, tutte con ingrandimento di 20 diametri, delle superfici d'alluminio puro laminato; condizioni: velocità di spazzolatura 10 m/sec. ed avanzamento m 1,25/min. I campioni di figg. 1 e 2 sono stati ripassati una sola volta, quelli di figg. 3 e 4 tre volte. I campioni di figg. 1 e 3 furono ripassati con spazzole d'acciaio aventi fili da 0,14 mm, mentre negli altri due casi i fili d'acciaio avevano un diametro di 0,06 mm. Si vede chiaramente che tanto con la pulitrice grossa quanto con quella fine un solo passaggio permette d'ottenere superfici dall'aspetto omogeneo, mentre la ripetizione dei passaggi scarnifica fortemente il metallo. Gli AA. ritengono che le pulitrici (a cilindro) devono esser larghe almeno quanto l'articolo da pulire e che il passaggio debba essere uno solo; che le superfici da ripassare debbano essere accuratamente sgrassate e che le superfici di leghe invecchiate vadano attaccate prima della spazzolatura, poichè lo strato superficiale di nitruro impedisce l'attacco uniforme della pulitrice.

Però anche l'eccesso delle lavorazioni può condurre all'insuccesso: la fig. 5 mostra la superficie d'un laminato d'alluminio che subì i seguenti trattamenti: 1) smerigliatura con tela smeriglio di granitura 6/0 e lubrificazione con sevo di bue; 2) pulitura con spazzola di fibra; 3) lucidatura. Anche ripetendo la lucidatura la superficie rimase «cieca» e poco attraente.

Le lamiere ottenute per passaggio fra cilindri d'acciaio lucidati di solito si possono lucidare senz'altro; però se nella superficie v'eran inclusioni estranee, si hanno le ben note «code» le quali perciò obbligano il produttore a procedere ad un'accurata smerigliatura, prima di lucidare. Una tabella annessa riporta le varie modalità di trattamento superficiale per le varie forme commerciali dell'Al e delle leghe leggere.

Prima di passare alla pulitrice è indispensabile attaccare la superficie con NaOH caldo al 10%, poi con HNO_3 freddo al 20%. Gli oggetti attaccati e sciacquati devono essere asciuttissimi nè vanno più toccati colle mani. Un trattamento preliminare dello stesso genere è opportuno anche per la politura nei tamburi rotanti usata per gli articoli prodotti in gran quantità.

La sabbiatura non richiede trattamenti preliminari; i pezzi gettati e fucinati vanno però sbavati. La lucidatura spinta con ruote a stracci e la lucidatura «mat» con spazzole di fibra richiedono un'accurata preparazione; oggetti aventi già superficie levigata per la lavorazione subìta abbisognano solo d'una smerigliatura con smeriglio fine, mentre gli altri devono essere trattati anche con smeriglio grosso. A questo proposito gli AA. danno informazioni minute. Essi danno anche taluni consigli circa i singoli stadi della lavorazione.



Fig. 1 - Laminato crudo di Al puro, passato una volta, con pulitrice di fili d'acciaio da mm 0,14, ingr. ×20.



Fig. 2 - Laminato crudo di Al puro, passato una volta, con pulitrice di fili d'acciaio da mm 0,06. × 20.

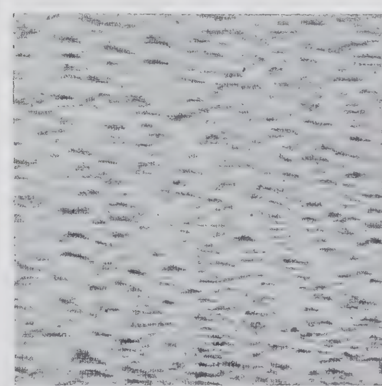


Fig. 3 - Laminato crudo di Al puro, passato tre volte, con pulitrice di fili d'acciaio da mm 0,14. × 20.

Il dimezzare o raddoppiare la suindicata velocità di pulitura condusse pure a buoni risultati; mentre una velocità tripla (30 m/sec.) causa scabrosità notevolmente accresciuta. Altre illustrazioni dimostrano la necessità della lubrificazione nella smerigliatura, riportando fotografie prese su alluminio puro laminato; su materiali più duri, ad es. leghe Al-Mg-Si invecchiate, la differenza fra superfici smerigliate con o senza lubrificazione non è tanto evidente.

Per la sbavatura e sgrossatura vanno bene i dischi in carborundum con legante elastico, ma hanno il difetto di consumarsi presto. I dischi con legante ceramico e grana grossa si conservano di più, mentre meno di tutto durano quegli utensili di acciaio somiglianti a frese.

Per la smerigliatura grossa e quella fine va bene lo smeri-

glio incollato su dischi di feltro o nastri di tela, o anche l'alundum (corindone artif.) con grana graduata. Le macchine a nastro vanno benissimo per grandi superfici piane, mentre i profilati si trattano con dischi in feltro d'adatto diametro. Come lubrificante si può usare sevo o paraffina; non è adatto il petrolio, perchè date le alte velocità periferiche viene lanciato lontano.

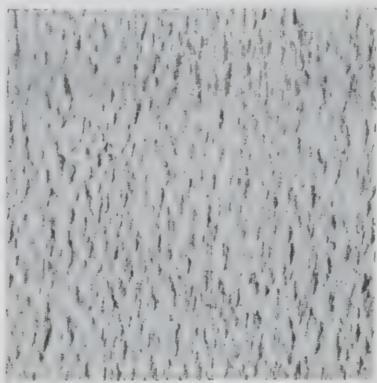


Fig. 4 - Laminato crudo di Al puro, passato tre volte, con pulitrice di fili d'acciaio da mm 0,14. × 20.

Per la lucidatura « mat » va bene una pasta fatta di 40 p. di sevo e 60 p. di allumina. Occorre seguire la direzione della precedente smerigliatura fine.

Le pezze usate per le ruote a stracci devono essere di cotone o di fibra d' ortica; s' usano inoltre paste contenenti allumina o verde cromo con acido stearico oppure cere come leganti. Una buona ricetta è indicata. Si lucida prima in tutte le direzioni possibili rispetto a quella della smerigliatura, poi alla fine si sceglie una direzione unica (questo per la lucidatura con ruote a stracci).

Lucidando in tamburi rotanti la velocità degli stessi deve essere tale che le palle d'acciaio esistenti in essi (diam. 2-6 mm) non abbiano a saltare ma solo a rotolare sugli oggetti posti nei tamburi. E' indicata la composizione d'un liquido di lucidatura adatto. Si consiglia un trattamento successivo consistente in una sciacquatura ed una lucidatura in tamburi contenenti segatura o cascami di cuoio tenero.

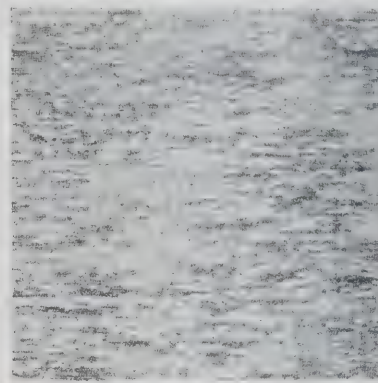


Fig. 5 - Laminato crudo d'Al puro, smerigliato con tela 6/10, spazzolato con pulitrice di fibra, poi lucidato. × 20.

Mancano ancora criteri chiari per la sabbiatura unilaterale. Ad ogni modo la sabbia deve essere fine, di granitura uniforme ed esente da spigoli vivi. Anche corindone, vetro ecc. si possono usare in luogo della sabbia.

V. B.

PROF. *UMBERTO FERRARI, Direttore Responsabile* — ARTI GRAFICHE STEFANO PINELLI - VIA BORDONI, 2 - MILANO

1939

ALLUMINIO



N. 1 • GENNAIO • FEBBRAIO 1939-XVII

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA FEDERAZIONE NAZ. FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA FEDERAZIONE NAZIONALE FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

VOLUME VIII

1939 - XVII



MILANO - Via Cappellari, 2

Tipografia STEFANO PINELLI - Via Bordoni, 2 - Milano - 1940-XVIII

I. - INDICE ALFABETICO DEGLI AUTORI

Le abbreviazioni che precedono il numero della pagina hanno il seguente significato:

M = Memorie originali — **R** = Recensioni — **NE** = Notiziario economico
NT = Notiziario tecnico — **NR** = Note redazionali — **NO** = Norme, unificazione
RSP = Rassegna stampa periodica (Riassunti)
LD = Lettere alla Direzione

II. - INDICE ANALITICO DELLE MATERIE

Le abbreviazioni che precedono il numero della pagina hanno il seguente significato:

M.m = Memorie originali	**NT** = Notiziario tecnico	**NO** = Norme, unificazione
NR = Note redazionali	**NE** = Notiziario economico	**CE** = Corrispondenze dall'estero
R = Recensioni	**LD** = Lettere alla Direzione	**RSP** = Rassegna della stampa periodica (Riassunti)

Gli argomenti delle memorie sono contrassegnati con **M** o **m** secondo che essi compaiano o non compaiano nei titoli delle memorie.

A

B

C

D

E

F

G

I

L

M

Elenco delle Memorie originali pubblicate nell' anno 1939

5448

Anno VIII - N. 1 Gennaio-Febbraio 1939-XVII

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA FEDERAZIONE NAZIONALE FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

Redazione, Amministrazione e Pubblicità:
Via Cappellari N. 2 - **MILANO** - Telefono N. 84-569

Un Numero separato . . Italia L. 10 - Estero L. 15
Abbonamento . . . . . „ „ 50 - „ „ 80

Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. 100 — Estero L. 170



SOMMARIO

Le Memorie pubblicate nella Rivista vengono compensate.

Sullo studio delle corrosioni dei metalli impiegati nella tecnica

O. SCARPA

L'A. ricorda i diversi metodi fin'ora impiegati per lo studio delle corrosioni dei metalli e li sottopone a esame critico.

Indica le condizioni a cui debbono soddisfare i migliori metodi di Laboratorio e fa rilevare la grande importanza dei campi sperimentali per lo studio delle corrosioni.

Class. Dec. 620.193

CON il progredire della tecnica moderna, la corrosione dei metalli ha assunto nell'economia delle Nazioni una importanza che di gran lunga sorpassa quanto generalmente si crede.

In altra pubblicazione (1) ho riportato un diagramma che mostra in modo evidentissimo questo fatto. Ad esempio, per i metalli ferrosi, secondo i calcoli del W. S. Iron and Steel Institute, circa la metà della produzione mondiale annua è impiegata per compensare la parte corrosa. Il corrispondente valore supera parecchie decine di miliardi di lire. Secondo notizie pubblicate, la Deutsche Reichbahngesellschaft spende per protezione, manutenzione e sostituzione di ogni tonnellata di acciaio posta in opera, circa 32 marchi, cioè al corso attuale 246 lire; somma notevolissima specialmente se si considera il corrispondente valore del metallo.

Ma se così grande è l'importanza delle corrosioni rispetto al fattore economico, molto maggiore è l'importanza che esse assumono per la tecnica, cioè per il buon funzionamento delle strutture metalliche e per le possibilità e le modalità di impiego dei metalli.

Ad esempio nell'aeronautica le possibilità di impiego delle leghe ultraleggere vengono notevolmente limitate dalla loro grande corrodibilità sopratutto rispetto all'acqua di mare. Lo stesso dicasi per scopi speciali della marina di guerra ecc. Ne segue che il problema dello studio delle cause delle corrosioni e quello dei mezzi atti a proteggere i metalli acquista enorme importanza anche ai fini della difesa Nazionale.

Per tutte queste ragioni si è presentato il problema di stabilire, con prove di laboratorio, il grado di resistenza dei metalli alle azioni corrosive esercitate dagli agenti esterni. E poichè le corrosioni prodotte dagli agenti naturali hanno generalmente andamento assai lento, mentre è necessario di ricavare con una certa rapidità il comportamento dei materiali da porre in opera, sono stati escogitati vari metodi per prove rapide di corrosione.

All'uopo sono state ideate, e per lungo tempo impiegate, particolarmente nei laboratori di chimica, e di prova dei materiali, delle prove di corrosione effettuate con reattivi violenti (in generale acidi forti piuttosto concentrati). Queste prove conducono però a risultati che (salvo casi specialissimi) non hanno alcun valore per la tecnica, poichè le modalità con cui avvengono le corrosioni, nella pratica, sono completamente diverse, e i risultati non sono ragionevolmente comparabili con quelli delle corrosioni artificialmente provocate mediante i suddetti reattivi.

La conclusione relativa alla non validità delle prove con reattivi violenti è stata ormai accettata da tutti coloro che più si sono specializzati nello studio dei problemi inerenti alla corrosione; e qui mi limito a citare il pensiero dell'Evans, una delle maggiori autorità in fatto di scienza della corrosione. Ad esempio, a pag. 649 del suo più recente trattato (2) l'Evans scrive: « *Fino ad alcuni anni or sono, ogni trattamento capace di produrre rapide corrosioni era considerato un buon metodo di prova. Così l'immersione in acidi ebbe molto favore; ma la classificazione dei vari materiali secondo il loro grado di corrodibilità è molto diverso a seconda dei reattivi adoperati* ». Aggiungo che una simile conclusione era stata da me categoricamente espressa più di cinque anni or sono al termine di una conferenza tenuta a Parigi alla Société des Ingénieurs Civils de France (3).

Scartati quindi, nella generalità dei casi, tutti i metodi di prova fondati sull'impiego di agenti corrodenti troppo violenti, è necessario, ai fini della tecnica, applicare metodi di laboratorio fondati sull'azione razionalmente regolata di agenti scelti con oculatezza e in relazione alle condizioni in cui il materiale studiato deve praticamente funzionare. Per ricerche esaurienti è però necessario ricorrere anche a esperienze in condizioni per quanto è possibile eguali a quelle a cui sono assoggettati i materiali durante la loro reale applicazione; queste si effettuano, in molti casi, nei cosidetti *campi sperimentali*.

---

(1) « La corrodibilità dei metalli impiegati nella elettrotecnica » - *L'Energia Elettrica* - Vol. X - Aprile 1933-XI.

(2) « Metallic corrosion, Passivity and protection » - London, 1937.

(3) O. Scarpa: « La corrosion de l'acier et les essais physico-chimiques effectués sur le revêtement Dalmine » - Mémoires de la Société des Ingénieurs Civils de France - Juillet, 1933.

Molte prove di laboratorio consistono nella esposizione dei provini agli agenti corrodenti (aria umida, aria contenente note quantità di anidride solforosa, ecc., nebbie artificiali di varia natura, soluzioni saline, acque di fonte, ecc.) impiegando dei dispositivi con i quali le corrosioni vengono accelerate (apparecchi per bagna-asciuga, apparecchi di nebulizzazione alternata, apparecchi con scorrimento di gas o di liquidi, ecc.) e nel determinare la entità delle corrosioni prodotte in tempi prestabiliti. Questa determinazione viene fatta in vari modi, tutti più o meno criticabili, poichè in causa della complessività e irregolarità degli effetti è pressochè impossibile dedurre, in modo univoco, il cosidetto « grado di corrodibilità » dei materiali sottoposti alle prove. Alcuni hanno proposto di valutare il grado di corrodibilità mediante la misura della profondità delle massime corrosioni, ma ciò non è, evidentemente, razionale. E tanto meno è il riferimento a un valore medio, ricavato da un certo numero di misure di profondità delle corrosioni, il cui significato è nullo ai fini della ricerca. E neppure la misura della quantità di metallo corroso durante la prova è sufficiente allo scopo, mentre la estrapolazione arbitraria (che da molti vien fatta) di questa quantità (che generalmente è dedotta da prove della durata di alcuni giorni, e nel caso di prove ultrarapide di ore o minuti), a tempi di mesi o peggio di anni (come se l'andamento della corrosione fosse lineare!) è completamente irrazionale.

Inoltre ciò che ha maggior importanza, in moltissimi casi, è la conoscenza delle alterazioni prodotte nelle proprietà meccaniche del metallo (carico di rottura, allungamento, resilienza ecc.) le quali dipendono essenzialmente dalla corrosione intercristallina, corrosione che procede in modo generalmente assai lento, e quindi, salvo in casi speciali, non è svelabile con prove troppo rapide.

Alcuni ritennero di poter determinare il grado di corrodibilità dei metalli mediante la misura della quantità di idrogeno sviluppato in un certo tempo quando un provino, di determinata superficie, è immerso in un acido forte (generalmente acido cloridrico) di determinata concentrazione. Ma a metodi di questa natura si debbono opporre le osservazioni generali esposte a proposito delle prove di brevissima durata. E analoghe osservazioni, anzi evidentemente più gravi, vanno fatte ai metodi fondati sulla misura della quantità di calore (in pratica del massimo aumento di temperatura) sviluppata quando i provini vengono corrosi con soluzioni di acidi. Metodi di questo tipo sono correntemente usati in alcuni casi (ad esempio per le leghe di alluminio e per l'alluminio tecnico) ma i loro risultati debbono essere molto oculatamente e severamente discussi.

Alcuni altri pensarono di poter caratterizzare la diversa corrodibilità dei metalli, mediante la determinazione delle alterazioni che gli agenti corrodenti portano, in determinati tempi, alla lucentezza delle superfici dei provini; ma è evidente che osservazioni di tal genere possono avere importanza in un numero limitatissimo di casi pratici (quando interessa mantenere inalterata la detta lucentezza) e che da esse non può venir ragionevolmente dedotta la resistenza del metallo alla corrosione, resistenza che va intesa, in modo complesso, rispetto a tutti i parametri che interessano le applicazioni pratiche (specialmente le proprietà meccaniche).

Molto maggior valore ha il cosidetto metodo della goccia, se viene opportunamente applicato, e non limitato all'esame dell'azione di una o di poche goccie del liquido corrodente, ma bensì a numerose goccie distribuite convenientemente sulla superficie del provino; e se vengono applicati per le discussioni i concetti statistici.

Per determinare la diversa attitudine dei metalli a venir corrosi, molti ricorrono a un metodo elettrochimico fondato sulla misura della differenza di potenziale (statica) che assume il metallo in esame rispetto a un elettrodo campione, quando è immerso in certi elettroliti (acqua di mare, acqua di fonte, ecc.). Come fondamento teorico di questo metodo, viene esposta nei trattati la nota equazione di Nernst, riguardante le differenze di potenziale che si stabiliscono fra i diversi metalli e l'elettrodo normale a idrogeno. Ma per discutere a fondo il reale significato dei risultati di queste misure occorrerebbe molto più spazio di quanto è concesso alla presente memoria. Mi basti qui ricordare:

1° - Che l'equazione di Nernst è teoricamente applicabile soltanto a metalli puri; e che anche ai metalli puri va applicata con le dovute restrizioni.

2° - Che essa è applicabile soltanto quando esistono nella soluzione ioni del metallo considerato e di questi è ben definita la concentrazione, o meglio l'attività. Cosa che, si può dire, non avviene mai nei casi pratici, e nemmeno nelle prove di laboratorio, poichè vengono in generale usati come elettroliti: acqua di mare, acqua di fonte, ecc. (alcuni impiegano per le misure perfino acqua distillata!).

3° - Che nel caso di elettrodi eterogenei (di leghe non monofasi), caso che è il più generale, le differenze di potenziale assunte dall'elettrodo in esame, rispetto all'elettrolita, dipendono da numerose circostanze di cui alcune sono ben difficilmente definibili.

Per quanto poi riguarda il parallelismo che, in quasi tutti i trattati sulle corrosioni, si afferma esistere, senza porre alcuna restrizione, fra grado di corrodibilità e scala dei potenziali elettrochimici normali, è necessario tener presente che la scala dei potenziali elettrochimici (quale è riportata nei trattati) si riferisce al caso in cui la concentrazione, nell'elettrolita, dell'ione del metallo considerato *è normale,* e che, fra due metalli immersi in uno stesso elettrolita il quale contiene ioni di ambedue i metalli, con valenze: V_1, V_2 e concentrazioni: C_1, C_2, la differenza di potenziale deducibile in base alla applicazione dell'equazione di Nernst non è data da:

$$1) \qquad E_{1\text{-}2} = (\mathrm{Pen})_2 - (\mathrm{Pen})_1$$

ma bensì da:

$$2) \qquad E_{1\text{-}2} = (\mathrm{Pen})_2 - (\mathrm{Pen})_1 - \frac{0.0002}{V_1\,V_2}\,T \log \frac{C_2\,v_1}{C_1\,v_2}$$

Ne segue che se i valori dei due potenziali elettrochimici normali non sono molto differenti, il segno di: $E_{1\text{-}2}$

(cioè il metallo che risulta corroso nella pila formata dai due metalli e dall'elettrolita) può risultare invertito rispetto a quello assegnato dalla equazione 1), per valori di : C_1, C_2 facilmente raggiungibili. E' infatti noto che lo stagno può risultare più corrodibile del ferro quando stagno e ferro sono immersi in elettroliti contenenti certi sughi organici (mentre in generale avviene l'opposto) fatto che interessa moltissimo l'industria delle conserve alimentari (corrosione delle scatole di latta). Se poi l'elettrolita che bagna i due metalli non contiene ioni dei due metalli, o non li contiene in quantità definita, le differenze di potenziale fra i due metalli (cioè il senso e la grandezza della loro corrodibilità elettrochimica) non è più determinabile mediante la equazione di Nernst. In tali casi ha sopratutto importanza lo stato della superficie metallica (ossidazioni superficiali, impurità di diversa natura, adsorbimento di gas, ecc.), il valore del pH del liquido, l'ossigeno in esso disciolto, ecc. E infatti le esperienze mostrano, in tali casi, che le differenze di potenziale fra il metallo e la soluzione non sono stabili, ma vanno variando nel tempo, e dipendono da fattori mal definibili (agitazione del liquido, ecc.). Esse assumono tuttavia, per determinate condizioni sperimentali, valori pressochè stazionari.

Questi vengono generalmente presi in considerazione ai fini di stabilire il grado di corrodibilità; ma il loro reale significato è tutt'altro che chiaro. Non è infatti possibile definire il potenziale elettrochimico statico assunto da un elettrodo metallico (specialmente se l'elettrolita che bagna il metallo non contiene quantità note di ioni del metallo) quando la superficie del metallo è parzialmente passivata e contiene eterogeneità di diversa natura.

Considerando più attentamente il problema, è possibile convincersi che molto più significativo è lo studio della variazione nel tempo della intensità della corrente elettrica corrodente, corrente che si ottiene chiudendo in circuito il metallo in esame con un opportuno elettrodo impolarizzabile tale da far si che il detto metallo risulti anodo nella pila. La chiusura del circuito fra i due elettrodi deve evidentemente venir fatta attraverso a una resistenza ohmica di valore giustamente proporzionato, e allora, dall'andamento della intensità della corrente elettrica nel tempo (o dalle differenze di potenziale che ad essa corrispondono) e dai valori di regime, si possono ricavare indici probatori sulla attitudine dei metalli all'autoprotezione contro la corrosione: cioè dedurre la diversa attitudine ad assumere lo stato passivo, e quindi valutare in modo comparativo il diverso grado di corrodibilità. Un tal metodo di studio è stato da me applicato alle ricerche sulla protezione esercitata dal cemento Dalmine rispetto alla corrosione dell'acciaio (4). Come elettrodo impolarizzabile ho usato talvolta una lastra di rame immersa in una soluzione di solfato di rame, ma in altre ricerche ho più utilmente usato un elettrodo a calomelano oppure un elettrodo a solfato mercuroso, aventi dimensioni molto grandi (almeno 100 cm^2 di superficie libera del mercurio). Ne segue che lo studio elettrochimico della corrodibilità, assoluta o relativa, dei metalli e delle leghe, fondato sulla considerazione e sulle misure dei potenziali elettrochimici, è molto più complesso di quanto generalmente si crede, e quindi, per arrivare a conclusioni abbastanza probanti, i risultati delle misure debbono essere molto oculatamente discussi.

Lo studio teorico e sperimentale dei metodi per prove rapide ha condotto a riconoscere che i più adatti, per arrivare a risultati non troppo incerti, sono il metodo chiamato *bagna-asciuga,* e quello della immersione dei provini in nebbie. Molto meno adatto, e da più punti di vista molto criticabile, è il metodo fondato sull'immersione continua dei provini nei liquidi corrodenti, senza agitazione, o con agitazione non regolata.

Per quanto riguarda i due metodi sopradetti è da osservare:

Il metodo *bagna-asciuga* deve essere realizzato con frequenza, delle immersioni, ben determinata. Per eseguire misure razionali, occorre usare liquidi scelti in relazione alle condizioni del funzionamento, nella pratica, del materiale in esame. Ad esempio nel caso in cui si tratta di studiare il comportamento degli acciai o delle ghise per condotte d'acqua, non si dovrà (salvo casi specialissimi) usare acqua distillata e nemmeno acqua di mare, ma bensì acqua della natura di quelle che poi dovranno percorrere la condotta (se si studia la corrosione interna delle tubazioni) o acque del tipo di quelle circolanti nel terreno (se interessa studiare la corrosione esterna). Ove le acque che dovranno agire nella pratica contengano notevoli quantità di cloruri, di solfati, ecc. si potrà, nel liquido impiegato per le prove, aumentare notevolmente i tenori dei corrispondenti sali allo scopo di abbreviare la durata dell'esame; ma ciò dovrà essere fatto con cautela, in modo da mantenere possibili i confronti.

Anche nel caso del metodo di corrosione nelle nebbie, il liquido nebulizzato non deve essere preso a caso, ma bensì scelto in relazione allo scopo della ricerca. In proposito è bene ricordare che le condizioni, nelle quali avvengono le corrosioni nelle nebbie artificiali, sono in realtà tutt'altro che ben definite in causa delle goccie liquide che si formano sui provini e che colano in modo irregolare sulla loro superficie. In conseguenza intervengono fattori che alterano l'andamento dei fenomeni. Inoltre, in molti apparecchi, viene rinebulizzato il liquido senza procedere a filtrazioni; cosa assai criticabile e gravemente errata quando si esaminano nello stesso apparecchio metalli diversi. Bisogna infine evitare che goccie liquide vengano proiettate dal nebulizzatore sui provini, come avviene in alcuni apparecchi di prova mal ideati.

Per lo studio della corrosione in liquidi aereati, caso che ha importanza sovente eccezionale, ho applicato un metodo che promette di dare ottimi risultati e che può essere facilmente realizzato. Esso consiste nella immersione dei provini, per tempi determinati, in acqua regolarmente e continuamente aereata e mantenuta in continuo e non eccessivo movimento entro al vaso in cui sono

(4) Vedi nella mia conferenza alla Soc. des Ingénieurs Civils de France - loco citato.

immersi i provini, in modo da lambire le loro superfici.

Un primo tentativo di realizzazione di questo metodo fu da me descritto nella citata conferenza alla Société des Ingénieurs Civils de France, ma, nel seguito, l'apparecchio fu opportunamente modificato, sopratutto allo scopo di impedire che bolle di aria potessero arrivare sulla superficie dei provini e ivi fissarsi dando luogo a corrosioni locali. Ne è risultato un metodo sperimentale semplice e comodo, che pur concede una rapidità di attacco maggiore di quella ottenibile con i bagni-asciuga; e poichè le cause delle corrosioni vengono in esso ben definite, esso rappresenta, per i casi sopracitati, una reale utilità. Apparecchi di questo tipo sono da più anni in servizio nella sala per lo studio delle corrosioni dei metalli, che ho istallata nel laboratorio di elettrochimica ed elettrometallurgia del R. Politecnico di Milano.

Ho già detto che per studiare in modo razionale e sufficientemente completo la resistenza presentata dai metalli alle corrosioni degli agenti naturali, oltre ai metodi di prova da eseguirsi in laboratorio, sono generalmente necessarie prove da eseguire in condizioni per quanto è possibile eguali a quelle in cui debbono effettivamente resistere in pratica i materiali in istudio.

Ho già accennato che queste prove richiedono, generalmente, dei campi sperimentali. Sono questi costituiti di notevoli estensioni di terreno, di terrazze o di adatte costruzioni lacuali o marine. Nei terreni, di diversa natura, vengono sotterrati i provini, sovente costituiti con porzioni delle membrature in esame. Questi campioni vengono, negli adatti campi, esposti alle intemperie, o, al caso, assoggettati all'azione dell'acqua dei laghi o del mare (usufruendo in modo particolare dei dislivelli prodotti dalle maree). I campioni in esame (in parecchi esemplari) sono sottoposti per mesi, e sovente per molti anni, all' azione aggressiva degli agenti naturali, mentre di tempo in tempo vengono prelevati dei saggi per stabilire la corrispondente entità delle corrosioni e la loro variazione nel tempo.

Campi sperimentali per lo studio delle corrosioni sono da molti anni istallati in America, in Germania, in Inghilterra, in Francia, nel Belgio, ecc. Classiche sono le esperienze eseguite in America, sotto l'egida del Bureau of Standards. Queste, nel caso dello studio dell'azione aggressiva dei terreni, ebbero durata di più decine di anni e furono effettuate su molte migliaia di campioni sepolti in terreni di diversa natura. Altre esperienze, altrettanto largamente effettuate, riguardano le corrosioni provocate dagli agenti atmosferici, altre infine le corrosioni causate da acque di diversa natura e in particolare dall'acqua del mare.

In Italia, per quanto è noto, sono stati finora realizzati due soli campi sperimentali di importanza notevole. Uno è stato il campo sperimentale marino impiegato anni or sono, alla Marina di Pisa, per lo studio di materiali che interessavano l'aeronautica. Un altro, assai grande, venne costituito a Dalmine, nel 1931. Questo campo è stato progettato e adattato per lo studio delle corrosioni che le correnti elettriche, vaganti nel suolo, producono nelle tubazioni di acciaio e di ghisa interrate, nonchè alle ricerche sull'azione protettiva dei diversi rivestimenti, e in particolare dei rivestimenti Dalmine (rivestimenti di fibro-cemento, rivestimenti di juta bitumata, rivestimenti con bitume e fibro-cemento, rivestimenti tripli con fibro-cemento, carta bitumata e fibro-cemento esterno). Di questo campo sperimentale ho dato una descrizione abbastanza completa in alcune pubblicazioni (5).

In proposito mi è grato ricordare la oculata liberalità della Presidenza e della Direzione degli Stabilimenti di Dalmine, grazie alla quale è stato possibile realizzare e far funzionare regolarmente non solo questo campo sperimentale, ma anche istallare la grande sala per lo studio delle corrosioni, annessa al Laboratorio di Elettrochimica del R° Politecnico di Milano, e di provvedere alle spese per il suo funzionamento.

Conclusioni.

Lo scopo principale della presente memoria è di fermare l'attenzione dei tecnici sulla grande complessità degli studi diretti a indagare le cause della corrosione dei materiali metallici e a ricercarne i rimedi.

Questi studi richiedono ampie cognizioni chimiche, fisiche e metallurgiche, nonchè larghi mezzi sperimentali, di cui può disporre soltanto un laboratorio per ricerche chimico-fisiche-metallurgiche riccamente dotato e specializzato in materia.

E' stato perciò possibile creare un nucleo per studi sulla corrosione dei metalli presso il Laboratorio di Elettrochimica e di Elettrometallurgia e di Chimica-fisica e Metallurgica che ho l'onore di dirigere nel R. Politecnico di Milano. Al suo fabbisogno concorrono alcune benemerite Società (la predetta Società: Stabilimenti di Dalmine e la Società Alluminio S. A.) e il Ministero dell'Educazione Nazionale, con un sussidio annuo. Ma questa iniziativa ha evidentemente bisogno di essere maggiormente sviluppata, tenendo presente che lo studio della corrosione dei metalli, e dei rimedi, interessa non solo l'economia, ma anche la difesa della Nazione.

Da questi punti di vista il problema della corrosione è anch'esso un problema autarchico, poichè i danni che porta la corrosione dei metalli, e gli studi per la loro protezione, hanno particolare interesse per i paesi poveri di materie prime.

Laboratori di Elettrochimica di Chimica Fisica e di Metallurgia del R. Politecnico di Milano.

---

(5) « La corrosion de l'acier et les essais physico-chimiques effectués sur le revêtement Dalmine » - *Mémoires de la Société des Ingénieurs Civils de France* - Juillet, 1933.

« Il rivestimento Dalmine e la sua azione protettiva rispetto all'aggressività dei terreni e delle correnti vaganti » - *Memorie del III Congresso Nazionale degli Ingegneri Italiani - Trieste* 1935-XIII.

« Le corrosioni elettrolitiche nelle tubazioni interrate di ghisa e di acciaio, e i metodi adottati nella pratica per diminuirne l'entità » - *La Metallurgia Italiana* - Giugno 1936-XIV.



Premesse alcune notizie di carattere teorico, vengono discussi i vantaggi dell'alluminio, come materiale da costruzione per l'industria chimica, mettendo in rilievo la sua alta resistenza all'azione corrosiva di molti aggressivi chimici, la non tossicità dei suoi prodotti di corrosione, ecc.

Viene inoltre presa in esame la facile attaccabilità dell'alluminio in contatto con soluzioni alcaline, attaccabilità che può venire molto ridotta con l'aggiunta di sostanze atte a ridurre la violenza dell'attacco.

Si allega — infine — una tabella a scopo di illustrare il comportamento dell' alluminio all' azione corrosiva di diversi reattivi sia inorganici come organici.

Class. Dec. 669.71 : 66

Il notevolissimo sviluppo assunto dall'industria chimica ha reso sempre più difficile la scelta dei materiali da costruzione, sia per il carattere aggressivo della maggior parte dei prodotti elaborati, sia per la influenza dannosa che sui prodotti stessi vengono ad esercitare le impurità presenti per corrosione.

L'attuazione pratica di un nuovo processo chimico è sempre oltremodo laboriosa per determinare il tipo di apparecchio destinato a tale uso e gli ostacoli più forti sono sempre presenti nel materiale le cui caratteristiche devono rispondere adeguatamente al compito prescritto.

L'alluminio e le sue leghe devono il loro sviluppo nell'industria, alle loro fortunate proprietà meccaniche e fisiche; nell'industria chimica invece queste passano in generale in seconda linea, mentre sono di fondamentale importanza le proprietà chimiche: la durata di un apparecchio e la purezza del prodotto elaborato dipendono unicamente da queste caratteristiche particolari del materiale.

La resistenza dell'alluminio alla corrosione chimica è stata oggetto di seri studi già da lungo tempo. Gli sperimentatori hanno cercato di sottoporre i vari provini alle stesse condizioni che intervengono in pratica (concentrazione e composizione degli agenti corrosivi, temperatura, durata ecc.), ma i risultati ricavati da queste prove di laboratorio non sono stati sufficientemente concordi con quelli della pratica, principalmente per la difficoltà di riprodurre le condizioni d'ambiente che esistono normalmente.

Vari sono i metodi che permettono di misurare l'entità della corrosione; quelli basati sulla perdita di peso del provino, quelli che misurano la profondità della corrosione, quelli che determinano la quantità di metallo disciolto, quelli che rilevano le variazioni delle proprietà tecnologiche, infine quelli basati su misure elettriche.

Senza addentrarci in questo stu-

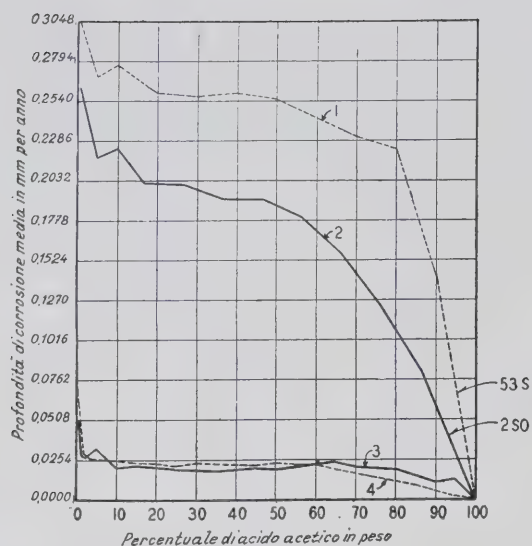


Fig. 1 - Corrosione dell'alluminio da parte dell'acido acetico a temperatura normale ed a 50°C. Le curve 1, 2, sono tracciate per immersione a 50°C per 48 ore; le curve 3, 4 per immersione a temperatura normale per 60 giorni.

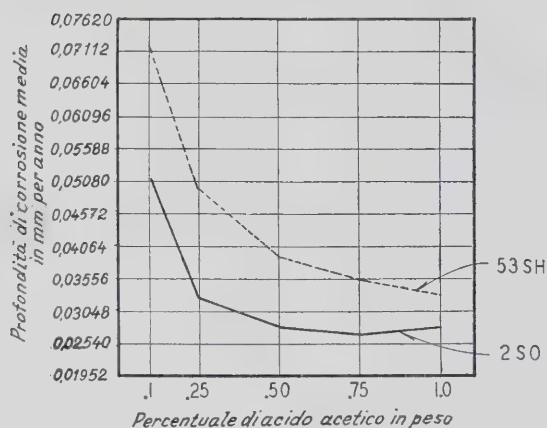


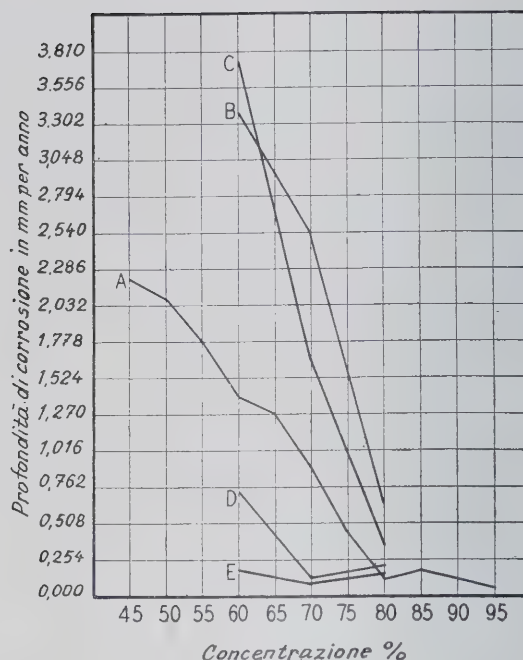
Fig. 2 - Corrosione dell'alluminio da parte dell'acido acetico molto diluito. Le curve rappresentano il risultato di una immersione di 60 giorni a temperatura normale.

dio (rimandiamo il lettore che ne desiderasse una compita e più approfondita conoscenza ai testi ove più diffusamente è trattato l'argomento) possiamo senz'altro affermare che nessuno di questi metodi fornisce risultati esatti qualora venga usato da solo. E' d'uopo usare quindi due metodi insieme in modo da poter utilizzare una serie di dati che meglio possano far seguire l'andamento del fenomeno.

L'istallazione di un impianto dipende molto da queste prove. Come linea di massa possiamo subito dichiarare che l'alluminio non resiste all'attacco della maggior parte degli acidi inorganici, degli alcali e delle soluzioni di sali di metalli pesanti. E' resistente invece alla maggior parte degli acidi organici ed alle soluzioni organiche neutre.

* * *

Praticamente i soli acidi inorganici che possono essere adoperati e che non danno effetti notevoli di corro-



Durata dell'esperimento ad acido:

A. 90 giorni, HNO_3 al 45 % - 95 % solo
B. 30 giorni, HNO_3 al 60 % - 80 % + 0.5 % H_2SO_4
C. 30 giorni HNO_3 al 60 % - 80 % + 1 % H_2SO_4
D. 30 giorni HNO_3 al 60 % - 80 % + 5 % H_2SO_4
E. 30 giorni HNO_3 al 60 % - 80 % + 10 % H_2SO_4

Fig. 3 - Corrosione dell'alluminio da parte dell'acido acetico concentrato. Le curve rappresentano il risultato di una immersione di 60 giorni a temperatura normale.

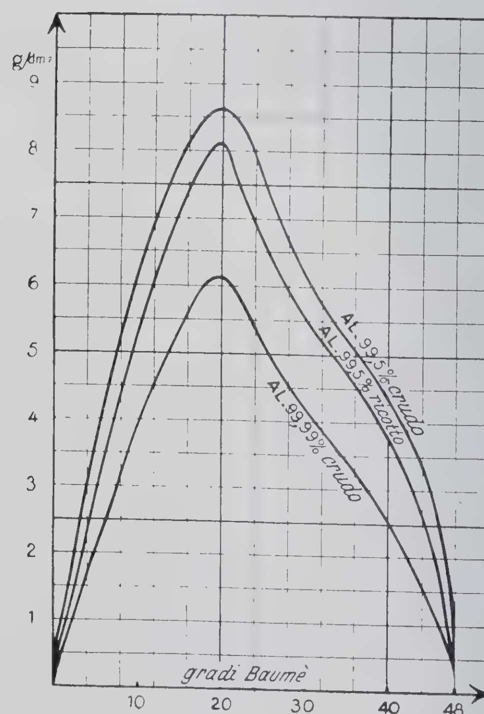


Fig. 4 - Comportamento dell'alluminio nell'acido nitrico. Perdite di peso in g/dm² in funzione alla concentrazione dell'acido.



Fig. 5 - Serbatoio in alluminio (in primo piano) per la conservazione dell'acido nitrico.



Fig. 6 - Convertitori per la ossidazione dell'ammoniaca. La base è in alluminio.

sione sono l'acido nitrico concentrato e l'acido solforico diluito.

Le condizioni sono alquanto diverse per gli acidi organici. Il lavoro più importante sull'argomento appartiene a Seligman e Williams. I loro dati sono stati catalogati e forniscono un materiale prezioso per lo studio delle varie applicazioni dell'alluminio in queste industrie. Prendiamo per es. in esame l'acido acetico. L'entità dell'attacco sull'alluminio da parte della anidride acetica è calcolata a 0,0060 mm per anno.

Gli AA. hanno notato che l'attacco aumenta con l'aumentare della diluizione; il valore più elevato della corrosione si verifica adoperando una soluzione contenente il 0,02% di acido acetico. In generale però gli AA. fanno notare che la corrosione è vivace all'inizio, ma poi tende a diminuire rapidamente sino a raggiungere un minimo per poi rimanere costante.

Le figg. 1, 2 e 3, danno i risultati delle prove di laboratorio e mostrano come sia minimo l'attacco dell'alluminio a temperatura normale da parte dell'acido acetico a qualsiasi concentrazione, a meno che per le massime diluizioni. (Nei diagrammi riportati l'indicazione 2SO significa l'alluminio puro commerciale allo stato ricotto, e l'indicazione 55SH significa la lega contenente 1,25% di magnesio ed il 0,7% di silicio allo stato temprato e bonificato). Per altro all'altra estremità di curva, il tasso aumenta rapidamente quando siano presenti anche piccole percentuali di anidride acetica.

* * *

Gli alcali caustici attaccano l'alluminio e le sue leghe in quanto distruggono con facilità lo strato di ossido che ricopre il metallo.

I carbonati alcalini hanno anch'essi un effetto corrosivo sull'alluminio, però esso si manifesta in maniera più blanda; lo stesso avviene per sali solubili di metalli alcalini che idrolizzandosi danno reazione alcalina.

In quanto alle soluzioni ammoniacali — esenti però da metalli pesanti e da cloruri — esse formano un compatto strato di ossido che protegge il metallo da ogni attacco ulteriore, ciò che ha permesso le interessanti applicazioni dell'alluminio nei condensatori per acque ammoniacali.

La corrosione prodotta dai cloruri alcalini o delle terre alcaline, può venir molto diminuita con l'uso di sostanze adatte come ad esempio il bicromato sodico e certi colloidi. Appunto con l'aiuto di tali sostanze l'alluminio può essere usato in molte applicazioni da dove ne sarebbe normalmente escluso, senza peraltro compromettere il grado di purezza o la bontà del prodotto.

E' sempre necessario evitare accuratamente che i sali di metalli pesanti quali il rame, lo stagno, il piombo siano a contatto dell'alluminio in presenza di un elettrolito (l'acqua industriale, ad esempio). Ciò basterebbe per creare una pila cortocircuitata in cui l'alluminio farebbe da anodo; come conseguenza gravissima si verificherebbe una rapida corrosione dell'alluminio immediatamente adiacen-



Fig. 7 - Bidoni per il trasporto del latte.

te alla particella di metallo pesante e ad una ulteriore deposizione di questo metallo e di idrogeno.

La corrosione può approfondirsi anche notevolmente ed in molti casi produrre la perforazione del materiale. Il fenomeno è maggiormente comprensibile se si tien conto dell'ordine di successione che i metalli hanno nella « serie elettrochimica » o « serie potenziale ». In questo ordine infatti i metalli nobili, cioè quelli cui la corrosione è difficile, si trovano ad una estremità, mentre i metalli reattivi, cioè quelli cui la corrosione è facile, si trovano all'altra. A meglio chiarire questo concetto, notiamo si possa dire in generale come immergendo un metallo in una soluzione di un sale di un metallo più nobile, sia possibile ridurre quest'ultimo allo stato metallico.

La corrente che verrà a formarsi per la presenza dell'alluminio, dell'altro metallo e della soluzione di elettrolito, sarà diretta dal metallo più reattivo (anodo), al più nobile (catodo); se in presenza dell'alluminio vi sarà del rame, la corrente passerà dall'anodo al catodo, con il risultato di disciogliere l'alluminio, portandone gli ioni in soluzione. E' questo il caso teorico o limite della corrosione di contatto. Naturalmente sarà tanto più grave quanto più lontano dall'alluminio è il metallo considerato nella serie elettrochimica, massimo per il rame, essa sarà praticamente insignificante per lo zinco ed il cadmio che si trovano adiacenti al metallo leggero nella serie anzidetta.

* * *

Da quando l'industria elettrometallurgica è stata messa in grado di fornire l'alluminio con un titolo non inferiore al 99,5%, questo metallo ha preso un posto importante nelle costruzioni di carattere chimico e particolarmente per quanto si riferisce alla fabbricazione dell'acido nitrico.

L'attacco di questo acido sull'alluminio si manifesta uniformemente su tutta la superficie senza alcuna traccia di corrosione vera e propria; questo dimostra che il fenomeno si manifesta sotto l'aspetto di una dissoluzione del metallo nell'acido, l'entità della quale varia in funzione di certi fattori importantissimi, quali la concentrazione, la temperatura dell'acido, il titolo di purezza e lo stato fisico del metallo (fig. 4).

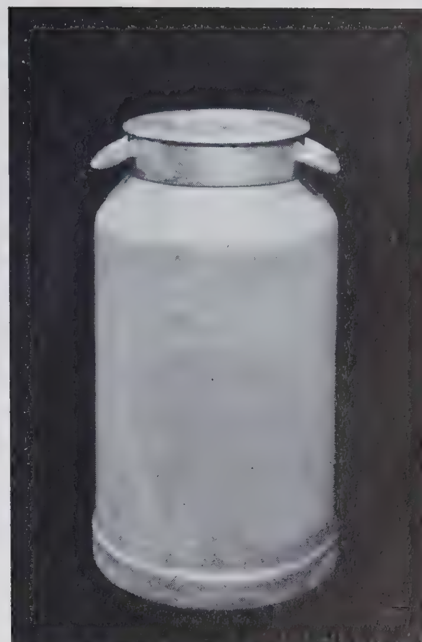


Fig. 7 a - Bidoni per il trasporto del latte.

Il grafico che qui uniamo, mostra le perdite di peso in gr. per dm^2 in funzione alla concentrazione dell'acido ed alla durata della prova che è sempre stata di 56 giorni.



Fig. 8 - Autobotte per il trasporto del latte.



Fig. 9 - Serbatoi adoperati nell'industria dei petrolio, verniciati con pittura d'alluminio e foderati internamente di lamierino di alluminio puro.

Per concentrazioni intorno ai 48°B la perdita di peso è intorno ai 0,25 g/dm² per 56 giorni di contatto.

I dati forniti da questo grafico, dimostrano che l'acido nitrico di debole o forte concentrazione, può essere messo a contatto con l'alluminio; mentre quello di concentrazione media, dovrà essere scartato per la sua forte azione corrosiva sull'alluminio, per quanto alto sia il suo titolo. L'attacco più violento ha luogo con una concentrazione di 20°Bé. Le considerazioni che qui abbiamo fatte si riferiscono ad un acido nitrico puro commercialmente, ma che non contiene nè cloro nè solfati e ad una temperatura di circa 15°C, poichè la velocità di dissoluzione dell'alluminio nell'acido nitrico aumenta notevolmente con la temperatura di questo ultimo. In quanto all'alluminio usato correntemente nell'industria chimica, il tipo crudo è più sensibile all'attacco che non il tipo ricotto prima delle laminazioni. E' necessario inoltre che la saldatura ossidrica ed ossiacetilenica sia fatta da un tecnico di valore, per evitare gli inconvenienti più comuni che si presentano in pratica e che favoriscono la corrosione, quali la porosità, la mancanza di omogeneità e la presenza di inclusioni di allumina nella saldatuara.

La pratica ha dimostrato pure che in presenza di acido nitrico, le saldature realizzate su piastre di alluminio con la fiamma ossidrica danno migliori risultati rispetto quelle fatte con saldatura ossiacetilenica. Ancora migliori risultati sono offerti dalla saldatura a martellamento, quando queste lamiere si trovano a contatto con acido nitrico concentrato e caldo.

Tra le varie industrie chimiche, quella dell'acido nitrico è senza dubbio l'unica che fa così largamente appello alle fortunate e preziose doti dell'alluminio. Le applicazioni di questo metallo sono perciò numerosissime: le tubazioni per il convogliamento dei gas, i mescolatori, i refrigeranti, le colonne di assorbimento, le colonne di lavaggio ed infine i depositi, sono tutte apparecchiature costruite in alluminio; le condizioni attuali di lavorazione permettono le costruzioni più complicate, costruzioni che ora comunemente sono usate nell'industria dell'acido nitrico e che forniscono uno dei più begli esempi che la tecnica possa mostrare.

* * *

I prodotti di corrosione dell'alluminio sono incolori quando non alterano il prodotto elaborato; questa è una proprietà importantissima che viene sfruttata largamente dalle fabbriche di vernici. Con lo sviluppo della metallurgia dell'alluminio, infatti, si venne creando una vera e propria attrezzatura atta a questa industria.

Dal punto di vista tecnico il vetro sarebbe un materiale molto adatto per la fabbricazione delle vernici, ma la sua fragilità rende oneroso e pericoloso l'impiego.

Il rame anch'esso ha dato degli ottimi risultati, ma il suo costo elevato non ha permesso un'ampia utilizzazione.

In quanto al ferro esso si dimostrò sempre come il meno idoneo, nonostante tutti i tentativi fatti per migliorare le sue condizioni. L'alluminio quindi, date le sue particolari caratteristiche, ha conquistato in breve il predominio assoluto.

Nella lavorazione degli olii essiccativi, che si può ritenere la prima fase di lavorazione della fabbrica di vernici, una serie di apparecchi permette di cuocere e densificare sen-



Fig. 10 - Gruppo serbatoi verticali in alluminio

za alterare la tinta dei prodotti di partenza. L'alluminio che è adoperato per la loro costruzione non risente di alcun danno essendo insensibile agli eventuali prodotti di decomposizione degli olii (glicerina ed acidi grassi). Anche l'aggiunta di essiccativi, compresi l'acetato di piombo e l'ossido idrato di manganese, non producono alcun effetto deleterio.

La proprietà dell'alluminio di non colorire la glicerina, trova particolare applicazione nella lavorazione della colofonia.

In questi ultimi tempi oltre agli apparecchi per l'esterificazione della colofonia, sono stati ideati e costruiti apparecchi per la neutralizzazione di gomme resine dure, con varianti poco visibili all'osservazione superficiale, ma che hanno avuto il risultato di introdurre tali apparecchi in tutte le migliori industrie europee ed americane di vernici.

Oltre alla grande attrezzatura, l'industria delle vernici ha introdotto lo alluminio anche per piccoli attrezzi ausiliari, che possono essere messi in contatto con le vernici durante la loro fabbricazione. Possiamo quindi affermare che l'industria delle vernici ha trovato nell'alluminio il metallo più confacente nelle proprie lavorazioni e poichè anche dal lato economico indubbiamente ha ottenuto notevoli vantaggi, le è stato possibile corredarsi di una attrezzatura ed apparecchiatura capaci di alimentare il lavoro di grandi industrie specializzate.

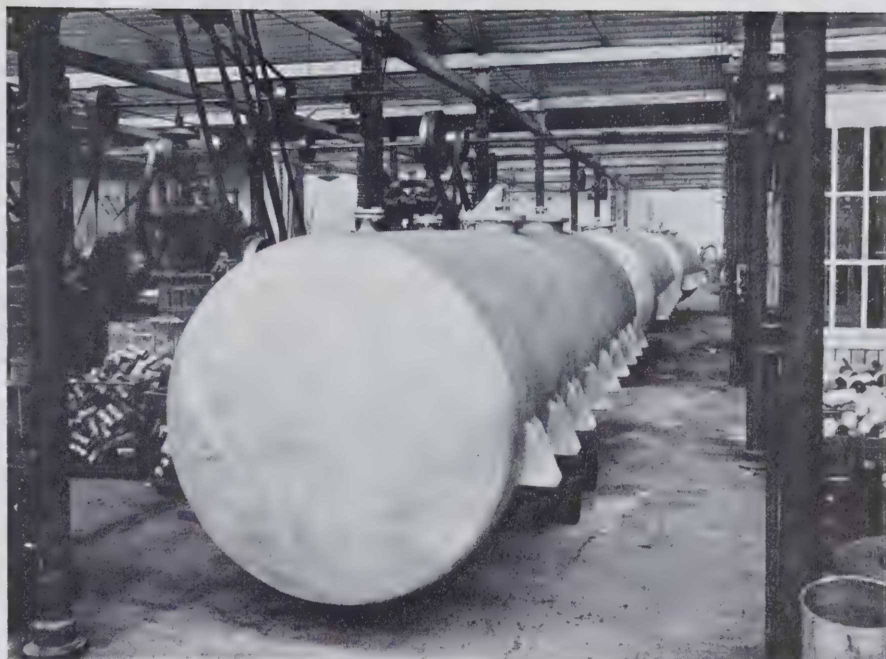


Fig. 11 - Serbatoi in alluminio da 16.500 litri, ottenuti per saldatura autogena.



Fig. 12 - Serbatoio a doppia parete in alluminio per la conservazione della birra.

* * *

I prodotti di corrosione nei quantitativi che si formano, sono assolutamente innocui sia agli uomini come agli animali.

Questa è una proprietà che si dimostra particolarmente utile nelle industrie di carattere chimico-alimentare quali l'industria del latte. Anche in questo caso, dal lato tecnico l'alluminio non teme confronto. Le possibilità costruttive che questo metallo offre in confronto agli altri, hanno messo subito in evidenza le sue doti preziose.

Diversi Autori in passato hanno asserito che l'alluminio fosse visibilmente attaccato dal latte contenente il 0,20% di acido lattico. Non possiamo confutare l'asserzione in quanto ignoriamo le condizioni in cui si sono svolte le ricerche. Esperimenti più recenti hanno però permesso di ottenere prove assolutamente negative in merito.

In quanto ai detersivi necessari alla pulizia frequentissima di questi apparecchi, abbiamo già detto che anche la soda, nemico dell'alluminio per eccellenza, può esser impunemente usata se adoperata con l'incorporazione di piccole quantità di sostanze atte a ridurre la violenza dell'attacco (bicromato sodico, silicato sodico, ecc.).

Meritano speciale attenzione gli studi comparativi che in passato, e meglio ancora in tempi più recenti, sono stati effettuati in riguardo al diverso comportamento dei metalli rispetto al latte.

I dati di fatto sono i seguenti: il ferro è il metallo che offre la minore resistenza alla corrosione. La corrosione è precisamente il fattore di maggior importanza nei rapporti che dovremo sempre considerare fra il latte ed i metalli. Essa è sempre accompagnata — come conseguenza immediata — da sapore metallico. Il rame da al latte un intenso sapore oleoso; la minima presenza di sali metallici di questo metallo è un pericolo e la stagnatura è di per sè sufficiente ma la sua durata è breve e per varie ragioni.

Il nichel è un ottimo metallo per la lavorazione del latte; però è costosissimo e di difficile lavorazione.

Nelle centrali del latte — tutti i moderni apparecchi di risanamento del latte, pastorizzatori e stassanizzatori, costituiti ricorrendo all'uso di metalli a base di rame, bronzo, ottone, ecc., vengono man mano sostituiti con quelli realizzati completamente in alluminio trafilato o laminato, dato che il coefficiente di conduttività espresso in cal. per ora, per metro e per grado, è per l'alluminio 175 e per il rame da 260 a 340.

Nel campo economico, il proble-

Fig. 13 - Vasche in lamiera di alluminio extrapuro usate nella preparazione della birra.

ma della sempre maggiore ed anzi universale applicazione dell'alluminio nelle costruzioni per il latte, trova una conferma persuasiva in tutte le moderne indicazioni che l'igiene, la tecnica ed anche l'estetica vanno consigliando in modo sempre più deciso.

Se le necessità igieniche ed economiche dei trasporti di grandi quantitativi di latte, abbisognano di una discriminazione tanto importante nella scelta dei materiali atti a realizzare, si può senz'altro asserire che le considerazioni che qui abbiamo esposte militino ad una sempre più vasta applicazione dell'alluminio.

* * *

Per effetto della corrosione, l'alluminio forma col prodotto che lo attacca una sola serie di sali; non avvengono quindi le solite ossidazioni catalitiche che possono aver luogo all'aria in presenza di sali di ferro e di rame. Tale vantaggio ha permesso a questo metallo di essere largamente impiegato, sia per la fabbricazione ed il trasporto dell'acqua ossigenata, sia per l'uso che se ne fa di

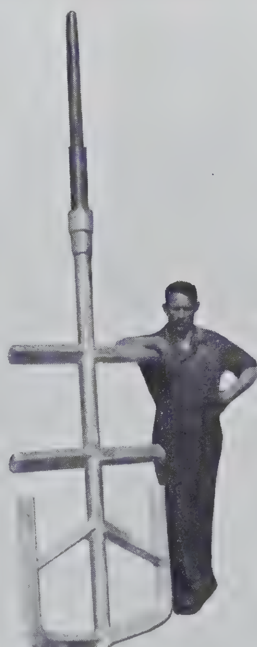


Fig. 14 - Mescolatore in silumin per industrie chimiche.

questo prodotto nell'industria tintoria (candeggio). Questa delicata operazione viene eseguita su un gran numero di sostanze di origine vegetale che contengono impurità diverse che impartiscono ad esse una colorazione poco adatta. Il candeggio viene eseguito secondo diversi sistemi, fra i quali quelli all'acqua ossigenata che fornisce ancora oggi i migliori risultati. Esperienze di laboratorio hanno permesso di affermare che coi metodi odierni di candeggio all'acqua ossigenata, l'alluminio costituisce proprio il materiale ideale per la costruzione di apparecchi destinati a tale scopo. Grazie alla forte diluizione delle soluzioni adoperate, grazie inoltre all'azione protettrice di prodotti aggiunti nel bagno normale, la resistenza alla corrosione di questo metallo, può considerarsi in definitiva come assoluta.

Come abbiamo prima accennato, tutte le parti che vengono a contatto con l'acqua ossigenata, sono in alluminio, appunto per evitare ogni possibile decomposizione del bagno. I rubinetti e le pompe centrifughe per

la circolazione del bagno, sono in silumin e devono essere esenti in modo assoluto da ogni traccia di ferro e di rame.

* * *

L'inerzia dell'alluminio verso l'idrogeno solforato ed i solfuri organici, ha permesso una serie di brillanti applicazioni di questo metallo nell'industria del petrolio.

Oltre la resistenza alla corrosione, l'elevato potere riflettente delle superfici d'alluminio è di grandissimo aiuto in questa industria, specie per quanto riguarda la fabbricazione dei serbatoi di deposito.

Sebbene la costruzione di questo tipo di serbatoi interamente in alluminio non possa essere ritenuta economica, vengono applicate con pieno successo, sottili lamiere, per foderare l'interno di serbatoi di legno, destinate a contenere petrolio grezzo, fortemente corrosivo.

Basta citare infatti il caso nel quale venne impiegata per questo scopo della lamiera d'alluminio dello spessore di 0,4 mm; questa ricopertura non dimostrò la benchè minima corrosione, dopo parecchi anni d'esercizio, ove delle lamiere di ferro zincato dello stesso spessore, furono fortemente corrose in meno di due anni.

Accurate ricerche condotte dal Bureau of Mines, hanno anche dimostrato che l'alluminio, in particolari condizioni, lascia intravvedere interessanti possibilità come materiale per la fabbricazione delle « lease tankage » in vista della sua elevata resistenza all'azione corrosiva dell'idrogeno solforato.

Anche in questa industria i carri serbatoi in alluminio sono molto impiegati; essi infatti rendono possibile un notevole incremento del peso utile, trasportato dal carro serbatoio mediante l' aumento delle capacità dello stesso, pur permettendo di mantenere il peso totale entro i limiti concessi. In questa maniera quindi viene limitato o il numero delle corse o il numero dei carri cisterna in esercizio per la distribuzione dello stesso quantitativo di petrolio o di benzina con il risultato evidente di ridurre il costo del trasporto (1).

In quanto alla pittura d'alluminio, essa è impiegata larghissimamente, dall'industria del petrolio in vista del suo elevato potere riflettente, della sua opacità e della sua resistenza all'azione dei fumi dell'umidità ecc. Appunto per queste sue caratteristiche, essa viene applicata nei serbatoi fissi, mantenendo l'interno ad una temperatura meno elevata e riducendo la perdita per evaporazione.

Ancora migliori risultati si ottengono sostituendo la pittura con foglie sottili d'alluminio; in questo caso infatti il potere riflettente è leggermente superiore, data la superficie liscia e brillante. Questo tipo di protezione è stato d'altra parte applicato oltre che sui serbatoi fissi, anche sui carri cisterna e persino all'interno di questi serbatoi.

Un'altra interessante applicazione della foglia sottile d'alluminio è data dal suo impiego come ricopertura di tubi interrati per il trasporto di petrolio. Le verniciature protettive impiegate per questi tubi interrati sono normalmente attaccate e sollevate dall'azione chimica del terreno, ove la protezione eseguita con foglia sottile di alluminio, applicata con cura, previene completamente questa azione.

* * *

Tratteremo per ultimo le applicazioni dell'alluminio nell'industria della fermentazione.

La fermentazione è uno dei processi più comunemente usati nell'industria chimica. Essa consiste in un processo catalitico basato sulle decomposizioni che caratterizzano la vita anerobica dei microbi e delle quali questi ultimi si servono per procurarsi l'energia, che le condizioni dell'anerobiosi impediscono di sviluppare per ossidazione.

Poichè, come abbiamo ora visto, questo processo catalitico implica una attività batterica, esso è suscettibile a condizioni particolari. Come ogni catalizzatore anche gli enzimi soffrono per la presenza di veleni che neutralizzano la loro azione catalizzatrice; molti metalli, infatti, hanno una marcata tossicità sui batteri. Questo fenomeno non è comune per l'alluminio, poichè esso non è affatto tossico per i batteri ed è senza influenza dannosa nei riguardi della catalisi. Naturalmente è necessario che l'alluminio non contenga impurità dannose, quali il rame e il manganese, che possono avere un effetto nocivo se presenti in quantità maggiore al 0,01%. Gli elementi comunemente presenti nell'alluminio, come il ferro e il silicio, non hanno effetti dannosi. Così pure si comportano altri metalli come il titanio, il vanadio, lo zirconio, tracce dei quali sono spesso presenti nell'alluminio.

E' fuori dubbio che, dato lo sviluppo che giornalmente assumono questi processi di fermentazione nell'industria chimica, l'alluminio troverà fonti di applicazioni sempre più fortunate e convenienti, ed in particolar modo per quanto riguarda l'industria della birra. Numerose prove e severi collaudi hanno dimostrato in questi ultimi anni che l'alluminio al 99,5% è il solo metallo che ha fornito anche in questa industria risultati magnifici.

E' opportuno ora discutere brevemente alcuni principi generali da seguire nell'uso dell'alluminio e delle sue leghe.

La maggior parte delle apparecchiature per uso chimico, vengono eseguite in alluminio puro od in leghe contenenti vari tenori di manganese (aluman e peraluman) o tenori di silicio intorno al 2% (anticorodal), in quanto che esse sono le più resistenti alla corrosione.

Per soluzioni saline vi sono altre leghe specialmente studiate (ad esempio la K. S. See-Wasser). Le leghe sono sempre meccanicamente più resistenti dell'alluminio puro.

Un altro fattore da tener presente nel progetto è l'effetto delle condizioni di esercizio sulla resistenza iniziale del materiale. Come per gli altri metalli, anche l'alluminio viene indurito e reso resistente con una lavorazione a freddo, ma quest'aumento di resistenza può venir annullato con una ricottura che ha luogo rapidamente a 300°C e più lentamente a temperature più basse fino a 150°C. Quando il tasso di lavorazione a freddo non è eccessivamente spinto oltre il normale, non si ha effetto di ricottura, anche dopo parecchi anni, a temperature inferiori ai 100°C. Se l' apparecchio deve funzionare a temperatura alquanto superiore ai 100°C, è meglio adoperare materiale semi-duro che completamente duro, dato che per effetto della ricottura quest'ultimo perde le sue caratteristiche meccaniche più del primo.

Dati i molteplici fattori che possono influenzare il comportamento dell'alluminio in un dato processo chimico, è bene determinare caso per caso, in precedenza, le possibilità di impiego del metallo o della lega, sottoponendo un pezzo di essa alle esatte condizioni di esercizio, nelle quali si prevede di usarla.

A scopo illustrativo alleghiamo qui avanti una tabella che mette in evidenza il comportamento dell'alluminio in presenza di diversi reattivi sia inorganici come organici.

(1) In Italia viene impiegata per la costruzione dei carri cisterna, la lega Aluman; essa possiede buone caratteristiche meccaniche ed un'elevata resistenza alla corrosione.

Comportamento dell'alluminio in presenza di soluzioni inorganiche ed organiche.

Significato dei simboli:

- ○ non attacca praticamente l'alluminio.
- ◑ attacca solo debolmente o in condizioni speciali.
- ● attacca l'alluminio.

I. - Parte inorganica.

Reattivo	A temp. ambiente	A caldo	Alla temp. di ebollizione	Osservazioni
Acqua distillata	○	○	○	
Acqua potabile	○	○	○	
Acqua contenente acido carbonico disciolto	○			
Acqua di mare	◑			
Acqua di sorgenti saline	●			
Acqua minerale alcalina	◑			
METALLOIDI				
Idrogeno	○	○ (200 °C)		
I° gruppo: Alogeni				
Fluoro	●	●		
Cloro	○	● (250 °C)		In presenza di umidità l'attacco si produce immediatamente anche a temp. ordinaria.
Acido cloridrico	●	●		L'attacco può essere diminuito sensibilmente con aggiunta di solfuro di benzile.
Bromo	○	●		
Acido bromidrico	●	●		
Iodio	◑			Si può diminuire l'attacco ricoprendo la superficie metallica con una ossidazione anodica.
II° Gruppo				
Ossigeno				
Ossigeno	○			L'alluminio si ricopre di una pellicola sottile di ossido.
Ozono	○			
Acqua ossigenata	◑			L'attacco è in funzione alla concentrazione del liquido.
Solfo	○	○	○ (445 °C)	
Acido solfidrico	◑			
Anidride solforosa	○	○ (400 °C)		
Acido solforoso	◑			
Acido solforico	◑ (1)	●		(1) A freddo e per soluzioni di concentrazione dal 0,5% al 20%.
Cloruro di solforile	○	○	○	In presenza di acqua si scinde in acido solforico ed in acido cloridrico esercitando una rapida corrosione del metallo.

(Seguito: parte inorganica).

Reattivo	A temp. ambiente	A caldo	Alla temp. di ebollizione	Osservazioni
III° Gruppo				
Azoto				
Azoto	○			
Aria	○			L'alluminio si ricopre di una sottile pellicola di ossido.
Soluzioni ammoniacali ed ammoniaca	○			
Acido nitrico conc.	○	○		La concentrazione deve essere superiore al 50%.
Acido nitrico media concentrazione	●	●		Concentrazione: 15-50%.
Acido nitrico diluito	○	○		Concentrazione inferiore al 15%.
Fosforo				
Fosforo	○			In presenza di umidità si ha un'immediata formazione di acido fosforico con una contemporanea azione corrosiva.
Anidride fosforica	○			Come per il fosforo.
Acido ortofosforico	●	●		
Arsenico				
Ioduro di arsenico	○	◑		
IV° Gruppo				
Carbonio				
Carbonio	○			
Ossido di carbonio	○			
Acido carbonico	○			In presenza di umidità corrode leggermente.
Solfuro di carbonio	○	○		
Acido cianidrico	○	○		
Silicio				
Tetracloruro di silicio	○			In presenza di umidità si decompone mettendo in libertà acido cloridrico che attacca l'alluminio.
Boro				
Acido borico	○	○ (60 °C)		
METALLI ALCALINI				
Potassio				
Cloruro di potassio	●			L'alluminio subisce maggiormente l'attacco delle soluzioni diluite che non quello delle soluzioni concentrate.
Clorato di potassio	○			
Bromuro di potassio	○	○	◑ (1)	(1) L'attacco può essere evitato ossidando anodicamente la superficie di alluminio a contatto col reattivo.

(Seguito: Parte inorganica).

Reattivi	A temp. ambiente	A caldo	Alla temp. di ebollizione	Osservazioni
Idrato di potassio	●			L'attacco può essere diminuito con l'introduzione nella soluzione di colloidi protettori.
Allume di Cromo e Potassio	○ (1)		◑ (2)	(1) Per soluzioni al 10%. (2) Per soluzioni di concentrazione superiore al 10%.
Nitrato di potassio	○			
Nitrito di potassio	○			
Cianuro di potassio	◑			L'attacco è regolare per la presenza di potassa che si forma per idrolisi.
Solfato di potassio	○			Si verifica un'azione corrosiva se vi è presente dell'acido solforico libero.
Solfocianuro di potassio	○	○	○	
Ferro-ferricianuro di potassio	○	○	○	
Carbonato di potassio	◑	●	●	L'azione corrosiva viene ostacolata con aggiunta di silicato sodico o di cromato sodico.
Ammonio				
Cloruro ammonico	○	◑	◑	
Solfuro di ammonio	○	○	○	
Solfato di ammonio	○	○ (70 °C)	◑	L'attacco è violento se vi è dell'acido solforico libero.
Sodio				
Cloruro di sodio	●			Come per il cloruro di potassio.
Clorato sodico	○			
Bromuro sodico	○	○	◑	Come per il bromuro di potassio.
Idrato di sodio	●			Come per l'idrato di potassio.
Nitrato sodico	○			
Nitrito sodico	○			
Solfato sodico	○			Come per il solfato potassico.
Fluosilicato sodico	○			In soluzioni diluite (0,1÷1%).
METALLI ALCALINO-TERROSI				
Magnesio				
Cloruro di magnesio	◑			L'attacco può essere evitato con una ossidazione anodica della superficie di contatto.
Solfato di magnesio	◑			
Calcio				
Cloruro di calcio	●	●		L'alluminio ricotto resiste meglio dell'alluminio crudo.

(Seguito: Parte inorganica).

Reattivi	A temp. ambiente	A caldo	Alla temp. di ebollizione	Osservazioni
Cloruro di calce	●			
Solfuro di calcio	◑			
Cloruro di calcio	○			
Solfato di calcio	○			
Carbonato di calcio	○			
Bario				
Cloruro di bario	●	●		
METALLI TERROSI				
Cloruro di alluminio	●			L'attacco è proporzionale all'acido cloridrico libero.
Solfato di alluminio	●	●		L'attacco è più sensibile a caldo che a freddo.
Nitrato di alluminio	○			
METALLI PESANTI				
Rame				
Solfato di rame	●			Si può ridurre la violenza dell'attacco aggiungendo alla soluzione della calce.
Argento				
Sali di argento	●			
Zinco				
Cloruro di zinco	○			In presenza di umidità attacca debolmente l'alluminio.
Solfato di zinco	○			
Mercurio				
Fulminato di mercurio	●			
Stagno				
Cloruro di stagno	●			
Piombo				
Nitrato di piombo	●			
Cromo				
Acido cromico	◑	●	●	
Ferro				
Cloruro ferrico	●			
Solfato di ferro	◑	●	●	

II. – *Parte organica.*

a) Composti aciclici o della serie grassa.

Reattivo	A temp. ambiente	A caldo	Alla temp. di ebollizione	Osservazioni
IDROCARBURI				
Petrolio grezzo	○			
Paraffina	○	○		
Ceresina	○			
Acetilene	○			
Alcooli				
Alcool metilico	○			
Alcool etilico	○			
Alcool propilico	○	○	○ (97 °C)	
Alcool butilico	○	○	○ (117 °C)	
Alcool amilico	○	○	○	
Eteri ossidi				
Etere solforico	○			In presenza di acido libero si verifica una corrosione che dipende dalla quantità di acido presente.
Basi Azotate				
Metilamina	○			Per concentrazioni non superiori al 25%.
Acidi grassi				
Acido formico	◑ (1)	◑ (50 °C) (2)		(1) L'attacco aumenta lentamente con la concentrazione fino al 20%. Al di sopra di questo valore l'attacco è indipendente dalla concentrazione. (2) L'attacco aumenta fino a concentrazioni intorno al 20÷30%. Al disopra di questo valore il metallo si ricopre di una pellicola protettrice.
Acido acetico	◑ (1)	◑ (2) ● (3)		(1) Per concentrazioni variabili dal 10 al 80% l'attacco è indipendente dalla concentrazione. L'attacco diventa praticamente nullo per concentrazioni intorno al 99,95%. (2) Per concentrazioni variabili tra 0÷95% l'attacco è funzione della diluizione. Per concentrazioni del 95÷99,9% l'attacco è trascurabile. (3) Per concentrazioni superiori l'attacco è violentissimo.
Acido butirrico	●	●		
Acido valerianico	●	●		Per concentrazioni intorno al 50%.

(Seguito: Parte organica).

Reattivo	A temp. ambiente	A caldo	Alla temp. di ebollizione	Osservazioni
Acidi grassi superiori				
(Acido palmitico, stearico, oleico, ecc.)			○	Non corrodono lo alluminio se sono adoperati in vicinanza alla temp. di ebollizione. Se subiscono una disidratazione completa allora si verifica un'azione corrosiva particolarmente violenta.
Eteri degli acidi grassi				
Etere acetico (acetato d'etile)	○	○	◑	
Acetato d'amile	○			
Aldeide formica	○	◑	◑ (1)	(1) L'attacco può divenire violento se vi è dell'acido formico libero.
Acetone	○	○	○	In contatto con alluminio 99,5%-99,8%.
	○	●	●	In contatto con alluminio 99%.
Cloroformia	○			
Alcoli polivalenti				
Glicerina	○			
Nitroglicerina	○			
Acidi derivati da alcoli polivalenti				
Acido ossalico	○	◑	●	
Acido lattico	○			
Acido tartarico	◑			Per concentrazioni inferiori al 3% l'attacco è praticamente nullo.
Acido citrico	○	● (1)		(1) Con soluzioni concentrate.
Idrati di carbonio				
Cellulosa	○			
Nitrocellulosa	○			

b) Composti ciclici o della serie aromatica.

Reattivo	A temp. ambiente	A caldo	Alla temp. di ebollizione	Osservazioni
Benzolo	○			
Toluolo	○			
Composti amminici				
Anilina	○		●	

(Seguito: Parte organica).

Reattivi	A temp. ambiente	A caldo	Alla temp. di ebollizione	Osservazioni
Fenoli				
Fenolo	○ (1)	◑ (60 °C)	● (181 °C)	(1) Fino al 70% di fenolo.
Cresolo	○	◑	●	
Acidi ed esteri aromatici				
Acido benzoico	◑			
Cloruro di benzile	○		◑	
Terpeni e canfore				
Essenza di trementina	○			
Canfora	○			
Aldeidi e chetoni aromatici				
Aldeide benzoica	●			Se in presenza di acqua.
Chetoni	○			
Resine				
Colofonia	○			
Caucciù	○			
Gruppo della Naftalina				
Naftalina	◑			
Naftoli	○	●		
Prodotti alimentari				
Succo di frutta	○			
Birra	○			
Liquori (Whisky, acquavite, ecc.)	○			Dopo poco tempo perdono il sapore e diventano torbidi.
Latte	○	○	○	

BIBLIOGRAFIA

F. C. Frary - Aluminum in the Chemical Industry - Ind. Eng. Chem., XXVI - pp. 1231-1237, (1934).

C. Bianchi - L'alluminio nell'attrezzatura delle fabbriche di vernici - Alluminio, II°, pag. 90-97 (1933).

C. Scalvedi - L'impiego dell' alluminio nell' industria del petrolio - Alluminio III° - pp. 125-128 (1934).

C. Panseri - La fonderia di alluminio - Hoepli - Milano (1934).

E. Frary, Edwards e Jeffries - The Aluminum Industry - Chapter XX - « Aluminum in the chemical industries » - Mc Graw-Hill Book Company, Inc. New York (1930).

R Chevilotte - Les emplois de l'aluminium dans l'industrie de l'acide nitrique - Revue de l'Aluminium XIV° - pp. 559-566 (1937).

I. Bally - Le materiel en aluminium dans la fabrication de produits chimiques dérivé des gaz de forns a coke - Revue de l'Aluminium XV° - pp. 1155-1166 (1938).

R. Seligman e P. Williams - « The Action of Boiling Solutions of Acetic, Propionic and Butyric Acids on Aluminum with a Note on the Action of Formic and some Higher Acids » - J. Soc. Chem. Ind. 35, 88 (1916); « Further Notes on the Action of Acetic Acid on Aluminum » - ibid 36, 409 (1917).

H. Tatu - Le blanchiment a l'eau oxygénée - Revue de l'Aluminium X - pp. 2077-2086 (1933).

G. U. M. - Les appareils de blanchiment de la laine par l'eau oxygénée - Revue de l'aluminium X° - pp. 2087-2089 (1933).

A. Dumas e R. Kauffman - Les alliages legers et le trasport de liquides en cisternes - Revue de l'Aluminium - X° pp. 2017, 2026 (1933).

D. Carbone - Microbiologia industriale - Hoepli - Milano (1933).

H. T. Gebhard e H. H. Somuer - The solubility of Metals in milk: II° Submerged corrosion tests of various metals in milk. - Journal of Dairy Science, XV, (1932).

E. S. Guthrie, C. L. Roadhouse e C. A. Richardson - Corrosion of Metals by Milk and its Relation to the oxidized Flavors of Milk - Hilgaria V° - pp. 225-252 (1931).

Anonimo - Aluminum in the Oil Industry - Oil News (1938).

E. W. Schwartze, F. J. Murphy e Gerald J. Cox - The Effect of Pasteurization upon the Vitamin C content of Milk in the presence of certain Metals - The Journal of Nutrition IV° - pp. 221-225 (1931).

Camponaro - Delle applicazioni dell'alluminio nelle industrie di latteria - (Relazione presentata al X Congresso Mondiale di Latteria) - Alluminio III° - pp. 75-79 (1934).

O. F. Hunziker, W. A. Cordes e B. H. Nissen - Corrosion caused by washing powders, chemical sterilizers, and refrigerating brines - Journal of Dairy Science XII° - pp. 252-284 (1929).

Aluminium in der Milk Industrie - Mitteilungen der aluminium Plant and Vessel Comp. Ldt. Pon Pleasant Wanderworth S. W. 18.

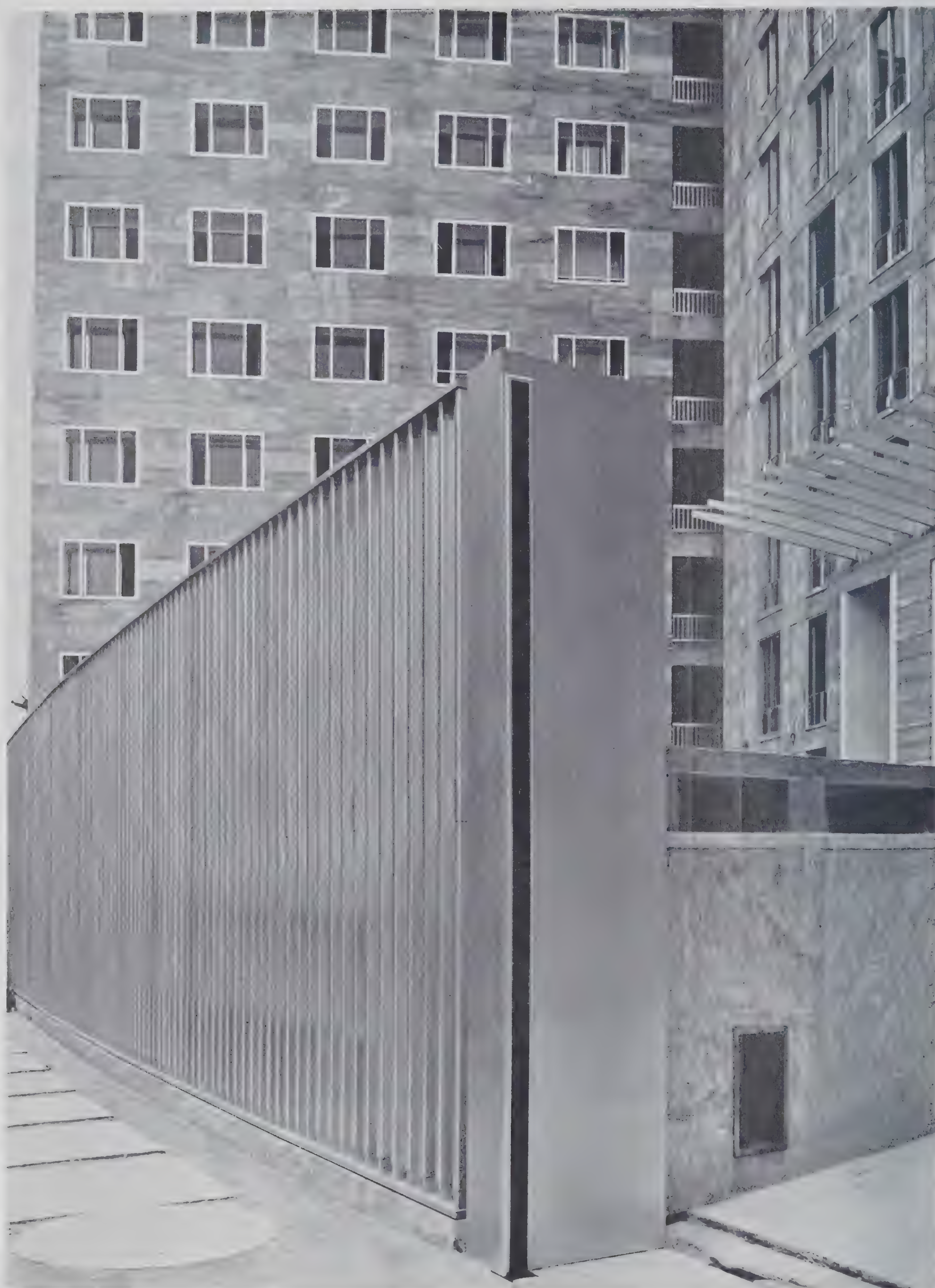
Donauer - Ice-cream Review - p. 78 (1922).

Richard Seligman - P. Willims (comportam. del latte su diversi metalli). Washington: Gouvernement Printing Office (1924).

Seligman e Williams - Jour. Inst. of Metals XXVIII° - p. 297 (1922).

O. F. Hunziker - Metals and their various influences on milk (1928).

Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri - Milano - febbraio 1939.



Il nuovo Palazzo per Uffici della "Montecatini„ e l'impiego dell'alluminio

Note di un architetto

L'ARCHITETTURA è l'annunciatrice della bellezza delle città, ne combina il volto e racconta al visitatore quale è l'ordine, il decoro, il sentimento che alberga: traverso l'architettura noi scopriamo ogni raggiunto grado di civiltà, ogni più intimo pensiero e persino ogni aspirazione. Una città, via via, costruendosi, esprime il proprio animo, così come una famiglia che predispone una casa: il quotidiano lavoro edile che trasforma e aggiorna un paesaggio urbano non è il provvedimento di alcuni; è il provvedimento di tutti, perchè ciascuno, forse senza averne la sensazione, partecipa intimamente all'opera.

E' così che sorge l'amore verso la città che è, prima d'altro, amore verso l'architettura. Il colore, la nobiltà del passato, l'orgogliosa costruzione che s'è posta or ora accanto all'antico, il marmo d'una chiesa, uno stabilimento industriale, una qualsiasi opera muraria: gli elementi si intrecciano, spariscono, si esaltano in un panorama spirituale che ci dà il senso della nostra città, piccola o grande, nuova o antichissima che sia, sempre bella come un altare.

E' per questo che un'architettura che s'inaugura in una città è un evento indicativo da sottolineare con la più viva premura, e quando si può, si deve documentare. L'uomo costruisce le architetture, il tempo le consuma; talvolta il documento le tramanda e ci dà l'effimera ma bastevole vita della stampa.

E' Milano che, oggi, con il nuovo palazzo per uffici della « Montecatini », si fregia d'una nuova e tipica architettura: avvenimento che incide non poco nell'estetica, ma molto più incide nella celebrazione del lavoro civico.



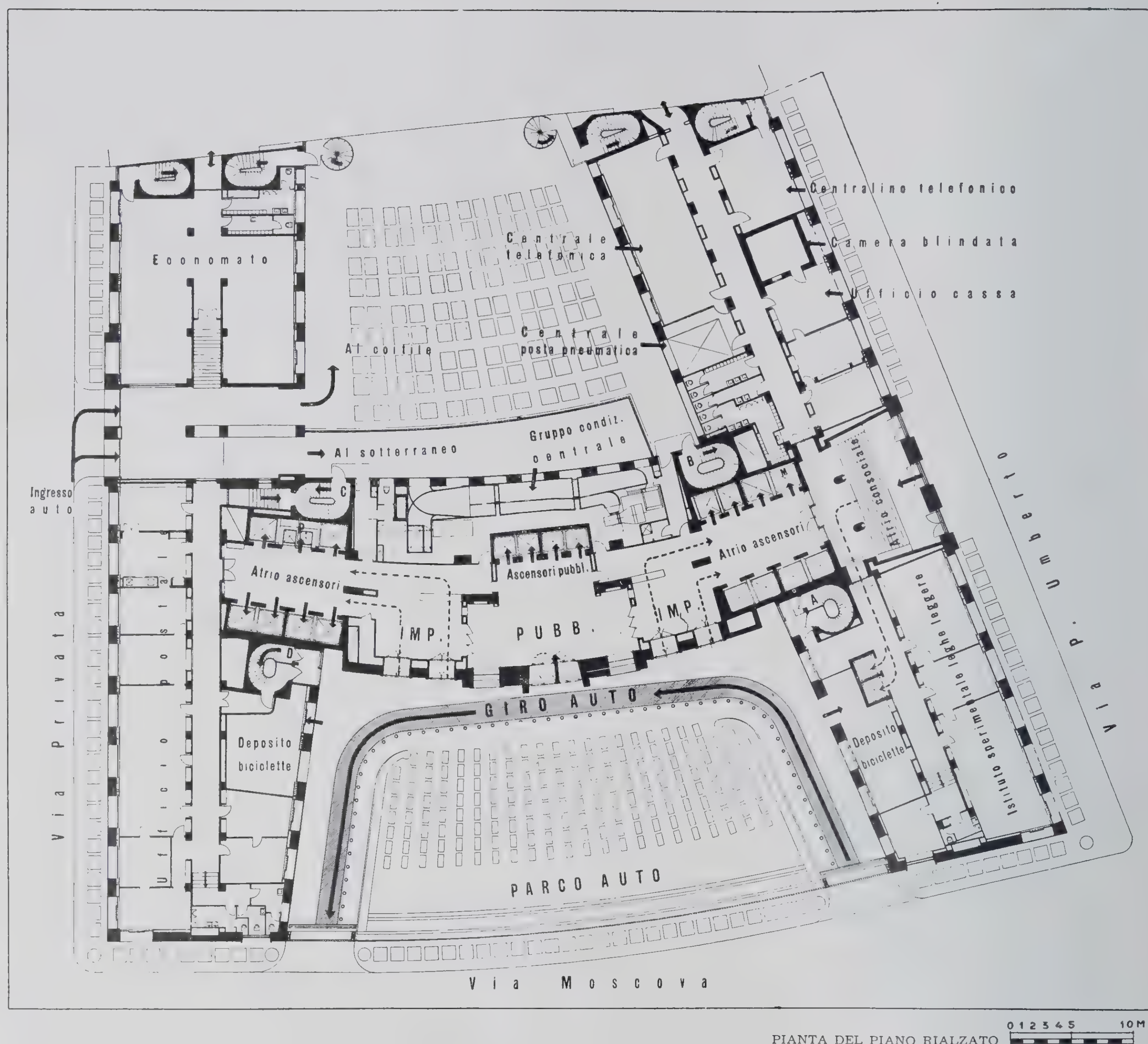
Un edificio nasce con la considerazione della sua funzione, in ordine all'area, all'utilità, all'estetica. Nella considerazione intervengono svariati elementi di giudizio, di ricerca continua delle soluzioni, e sopratutto un costante desiderio di raggiungere una unità.

Lo studio dell'edificio

L'idea dell'unità è predominante e impegna, oggi, i costruttori come non mai. La considerazione prestabilita di ogni parte dell'edificio in rapporto al complesso, la prospettiva ragionata di assegnare ad ogni fase di lavoro e a ogni cosa una determinata funzione, sì da giungere alla regolazione della architettura con piena soddisfazione della idea costruttiva originale, son le fasi d'una costruzione. Costruire è prevedere, combinare, distribuire accordo alle forme, ma è anche conoscere l'uomo e la sua vita. Preparare un edifizio in cui, per lungo spazio di tempo, una massa di persone dovrà vivere è un'iniziativa carica di responsabilità, e certamente uno degli atti più significativi che si possano compiere.

E' per questo che il nuovo edificio per uffici della «Montecatini» è stato oggetto d'uno studio esauriente e concreto ancor prima di passare ai disegni; vale a dire, si è voluto rispondere in senso totale a tutte le richieste sorte in relazione alla fabbrica e alla sua destinazione in modo da stabilire una successione e una correlazione di risoluzioni tali da determinare la piena soddisfazione dello scopo.

Lo scopo prefisso fu questo: creare in continuazione della sede esistente, di via Principe Umberto, un edi-



PIANTA DEL PIANO RIALZATO 0 1 2 3 4 5 10 M.

ficio destinato ad accogliere gli uffici creatisi recentemente per lo sviluppo del Gruppo, dare all'edificio il massimo di decoro e il massimo di conforto, aderendo alle idee edili più progredite, nonchè ai principi della morale fascista, che ha creato nel campo del lavoro lo spirito nuovo che orienta ogni atto.

La coerenza con lo scopo ha guidato, giorno per giorno, il lavoro di costruzione della grandiosa mole che rappresenta una delle più tipiche architetture italiane e il più moderno palazzo per uffici che abbia l'Europa: coerenza e viva collaborazione tra committente e architetto, tra architetto e ingegneri ha presieduto alla fabbrica eretta in un periodo di tempo relativamente breve.

Uno dei lati più interessanti della costruzione riguarda i nuovi impieghi dei materiali, e tra essi l'alluminio, le cui applicazioni costituiscono una serie di esempi che testimoniano l'importanza assunta dal nuovo metallo nell'architettura.

Fino ad oggi l'alluminio aveva avuto impieghi parziali nell'edilizia, e quasi sempre senza concetti unitari che ne predisponessero ordinatamente l' utilizzazione, mettendone in evidenza i pregi. Nel nuovo palazzo « Montecatini » l'impiego è, invece, studiato con la migliore attenzione, sì da cavarne risultati che pensiamo sia utile portare a conoscenza dei nostri lettori.

L'estetica dell' alluminio.

Nel palazzo « Montecatini » l'alluminio è partecipe in primario grado dell'architettura ed è il materiale che, con il marmo e con il cristallo, ne costituisce la fisionomia estetica. Anzi la fusione di questi tre elementi tipici della nostra terra è stata combinata dall'architetto Gio Ponti con una bravura d'artista prima ancora che di architetto, sì da ottenere un risultato che inciderà non poco sugli attuali indirizzi del gusto nell'edilizia.

Cominciamo a guardare l'edificio dal di fuori: la

massa dei tre corpi ci si presenta, da ogni visuale, come pareti tagliate nel vivo d'una montagna di cipollino. Sul verde ondulato del bel marmo apuano, ogni finestra appare entro il suo contorno di alluminio, ed è quella fascia che dà all'apertura una delimitazione che forma la sua cornice e lega, con un garbato motivo decorativo, la finestra alla facciata.

Sulle pareti lisce, specie dei corpi laterali, le finestrature paiono accentuate, messe in evidenza, e questa notazione di rilievo è data dall'alluminio. Tutti gli infissi a finestra con controfinestra, per ottenere un'ermetica isolazione onde permettere il funzionamento dell'impianto d'aria condizionata, sono realizzati in alluminio: i complessi nei vari tipi sono stati studiati razionalmente tanto da essere soddisfatti del conseguito risultato. Con l'alluminio le finestre assumono una appariscenza molto decorosa, garantiscono una perfezione di chiusura e una resistenza che gli usuali infissi in legno non permettono. Il metallo, e l'alluminio in prima linea per le sue caratteristiche fisiche e specialmente per il suo peso, ha compiuto il suo ingresso nel campo dell'architettura moderna, e la diffusione delle sue applicazioni sarà via via sempre più estensiva. Non solo nell'architettura propriamente detta, ma nella decorazione e nell'arredamento. Andiamo verso tempi in cui alla praticità, all'igiene, al gusto per il metallo si assegnerà un valore sempre maggiore, con un movimento che è oramai in atto e che non potrà essere fermato dalle idee romantiche in tramonto.

Gli infissi costituiscono nel palazzo l'applicazione più singolare dell'alluminio: ci riferiamo oltre che alle finestre, alle porte. Tutte le porte dell'edificio sono in alluminio con cristalli smerigliati all'acido, in varietà di disegni secondo le funzioni. Nei divisori, speciali sistemi di fermavetro a molla, come illustriamo nelle tavole, permettono chiusure perfette. E' importante che nello studio dei diversi congegni siano stati risolti totalmente anche piccoli problemi come questo dei fermavetro, o come l'applicazione della zoccolatura.

I metalli comportano queste soluzioni meccaniche,



PIANTA DEL PIANO TIPO (DAL 1° AL 7°)









di snello maneggio delle cose e di pratica manutenzione: ciò che vuol dire immettere nella casa un conforto nuovo e in accordo con il tempo. Sarebbe assurdo, infatti, non godere nell'abitazione di un beneficio che invece godiamo in un locomobile. L' edilizia intesa come « macchina per abitare » ha suscitato varie reazioni; ma forse non si è inteso bene il significato dell'affermazione: non si tratta di rendere macchinistica la casa, ma piuttosto di valersi nella casa di quei ritrovati che, sotto il nome generico di macchine, l' uomo si crea.

La prevenzione contro il metallo nell'arredamento finirà per placarsi come si è placata la prevenzione contro i vari sistemi d'illuminazione, riscaldamento, refrigerazione, introdotti nell'abitazione.

Ciò va posto in evidenza parlando della parte notevole che l' alluminio ha nel nuovo palazzo « Montecatini ». Si tratta, come si è detto, di un edificio a carattere tipicamente funzionale, in cui la durata e la praticità di lavoro devono essere tenute in gran conto. La scelta di un metallo come l' alluminio e delle sue leghe appare del tutto giustificata ed è indicativa.

La copertura.

La copertura dei tre corpi di fabbrica è in alluminio. Per i corpi laterali è stata eseguita secondo un nuovo sistema, impiegando lamiere di alluminio dello spessore di 9/10 mm.

Il tetto è stato diviso in falde longitudinali della larghezza di circa un metro; lungo queste falde è stato disposto un complesso di due profilati a scatola, atti a contenere i bordi ripiegati delle lamiere. Il profilato interiore è fissato con un sistema speciale di ancoraggio, come si vede nei disegni, alla soletta coperta di cartone catramato; il fissaggio è eseguito mediante asole a sezione allungata che permettono una escursione di oltre 1 cm. del profilato stesso, in dipendenza delle sue possibili variazioni di lunghezza, derivanti dal cambiamento di temperatura.

Va notato che le temperature minime e massime registrate a Milano



Per il tetto del corpo centrale si è adottato un sistema diverso. La copertura è stata eseguita mediante lamiere quadre di alluminio, titolo 99,5, spessore 15/10, qualità cruda, delle dimensioni di mm. 440 x 440. I quadri stessi sono stati messi in opera sopra una tralicciatura di legno impregnata di carbolinoleum per creare una camera d'aria tra la copertura metallica e la soletta. La soletta stessa è del resto coperta di cartone bitumato. La visibilità del tetto del corpo superiore, sotto determinati angoli visuali, ha consigliato di togliere alla sua superficie di alluminio una parte della sua lucentezza metallica. Le lastre impiegate sono state quindi sottoposte a un trattamento di ossidazione anodica che, mentre ha tolto i riflessi metallici sopra accennati, non ha diminuito le caratteristiche di riflessione dell' alluminio agli effetti dei raggi termici.

Chiodi, punte di Parigi, viterie e zanche, impiegati per la copertura di questo tetto, sono stati fabbricati in alluminio puro, oppure in lega Anticorodal ossidata anodicamente.

Il coronamento del tetto superiore è stato completamente eseguito in alluminio puro titolo 99,5%. Non si è sottoposta questa parte ad ossidazione anodica perchè interessava che in essa fossero esaltate al massimo le caratteristiche di lucentezza metallica naturale; il coronamento è infatti illuminato dal sotto in su, da opportuni fasci di luce

si aggirano tra — 10 e + 35; si tratta quindi di una escursione termica di oltre 45°, della quale era da tener conto nel fissaggio del profilato di alluminio lungo oltre 6 m. Il profilato superiore serve a chiudere la scatola costituita dal profilato sopra descritto, sul quale, come detto, sono ribordate le lamiere.

I tipi di materiale impiegato sono i seguenti: lamiere di copertura: alluminio titolo 99,5, qualità semicruda; profilati a scatola: alluminio titolo 99,5, pressato; àncore di fissaggio del profilato superiore all'inferiore: Anticorodal B ossidato anodicamente; bulloni per dette: Anticorodal B ossidato anodicamente.





di alluminio contenente, oltre al 9,5% di alluminio circa, del ferro e del manganese. Le caratteristiche di questo materiale, nelle condizioni d'impiego sopra indicate, sono le seguenti: carico di rottura 50-60 kg/mm²; carico al limite di snervamento 25-30 kg/mm²; durezza Brinell 150 kg/mm²; allungamento 15-22%.

Per evitare il pericolo rappresentato dal diverso potenziale elettrochimico dei bronzi di alluminio rispetto all'Anticorodal, le squadrette sono state sottoposte a cadmiatura elettrolitica di forte spessore.

I serramenti del corpo centrale, nonostante la notevole altezza, sono stati eseguiti completamente in lega Anticorodal B sotto forma di profilati speciali.

I telai fissi sono stati invece eseguiti in ferro zincato a spruzzo. Anche in questo caso le maniglie e gli altri meccanismi sono stati eseguiti in lega Anticorodal stampata a caldo e quindi trattata termicamente e ossidata. Le porte interne sono state eseguite in lega Anticorodal B sotto forma di profilati a sezione tubolare. La giunzione agli angoli è stata realizzata mediante le solite squadrette in bronzo di alluminio Xantal A trattato termicamente e cadmiato. Tutto l'Anticorodal di queste porte è stato pure ossidato anodicamente.

Tutte le viti di unione delle varie parti dei serramenti sono state eseguite in lega Anticorodal B e ossi-

e deve presentare, in tali condizioni, i caratteri della massima evidenza anche a distanza.

L'ESECUZIONE DEI SERRAMENTI.

Tutti i serramenti dei corpi laterali sono stati eseguiti completamente in lega Anticorodal qualità B, ossidata anodicamente a lavorazione ultimata. Le caratteristiche di questo materiale sono le seguenti: carico di rottura 32-36 kg/mm²; carico al limite di snervamento 27-30 kg/mm²; durezza Brinell 90-100 kg/mm²; allungamento 10-14%.

Le squadrette di congiunzione dei vari profilati costituenti i serramenti sono invece in lega Xantal A fusa in conchiglia e trattata termicamente. Lo Xantal A, come è noto, è un bronzo







date anodicamente. Le maniglierie sono in lega Anticorodal stampata a caldo e trattata termicamente, e, come al solito, ossidate anodicamente. I meccanismi di sollevamento delle tende, costituiti da una vite senza fine in acciaio e da un pignone, sono stati eseguiti, ad eccezione delle parti in ferro sopra indicate, mediante getti in Xantal A pure trattato termicamente.

Poichè in questo caso non si dovevano affatto temere i pericoli derivanti dall'azione elettrochimica di contatto tra due elementi a diverso potenziale, lo Xantal non è stato sottoposto ad alcun trattamento superficiale, data, tra l'altro, l'eccellente resistenza tanto alla corrosione quanto alla ossidazione che tale materiale di per se stesso presenta. Tutte le parti di ferro a contatto con le parti di alluminio (intelaiatura fissa dei serramenti) sono state protette mediante una zincatura a spruzzo di forte spessore.



Esterni, cancellate e altre applicazioni.

Per le cancellate e per le porte esterne si è sempre impiegata la lega Anticorodal B, sia sotto forma di tubi, sia sotto forma di profilati o di lamiere. Dovendosi temere all'esterno l'azione degradante degli agenti atmosferici, l'ossidazione anodica è stata curata in modo particolare, specie per quanto si riferiva allo spessore dello strato e alla sua compattezza. E' stata curata in modo particolare la isolazione delle parti di Anticorodal in prossimità del suolo, mediante interposizioni di lastrine di cadmio puro e zincatura a fuoco od a spruzzo delle parti di ferro fissate ai marmi dei pavimenti o delle cordonature.

Per quanto concerne i serramenti tra corridoi e uffici è da notare in modo particolare uno speciale complesso di profilati che permette il fissaggio dei vetri mediante uno scatto a molla, con esclusione assoluta di viti o perni in vista.

Una nuova e interessante applicazione ha ricevuto l'alluminio, e più precisamente la lega Anticorodal, nella esecuzione del sistema di distribuzione dei servizi elettrici e telefonici a pavimento. Le cassette di presa dei vari servizi sono state eseguite infatti in lega Anticorodal G gettata in conchiglia, trattata termicamente e quindi sottoposta ad ossidazione anodica.

Lo strato di ossidazione anodica aveva lo scopo principale di servire da ancoraggio a uno speciale tipo di vernice fornita dalla S. A. Duco, atta a permettere l'imprigionamento delle cassette stesse nel cemento, cosa che sarebbe stata impossibile senza questo tipo di protezione, dato che il cemento, in virtù della sua reazione alcalina, avrebbe attaccato e corroso con l'andar del tempo la lega leggera.

Nelle cabine degli ascensori è stato fatto larghissimo uso di alluminio nella parte decorativa e in vista. Tutte le portine, anche quelle coperte in linoleum, sono state infatti eseguite in lamiere e profilati di alluminio 99,5, crudo, alluminio 99,5 pressato, e lega Duralite trattata termicamente. Alcuni ascensori, quelli del corpo centrale e quelli riservati alle Società consociate, hanno l'intero rivestimento interno in profilati di alluminio 99,5 ossidato anodicamente. Tutte le cabine dei paternoster sono state costruite completamente in lega Anticorodal.

Sia i montanti delle cabine, sia le pareti, i pavimenti e i soffitti, sono stati ottenuti mediante un sistema già impiegato nelle Ferrovie dello Stato Italiano costituito

da una lamiera di alluminio piegata a greca, presa tra due lamiere parallele dello stesso materiale. Le intercapedini così ottenute sono state riempite mediante un conglomerato di sughero atto a rendere afonico l'assieme, pur mantenendo allo stesso le caratteristiche di leggerezza che si desideravano ottenere.

Tutti i lampadari e i corpi illuminanti degli uffici sono costruiti in alluminio puro titolo 99,6 - 99,8, ossidato anodicamente e in precedenza lucidato nella parte interna riflettente. Le superfici riflettenti la luce, eseguite in alluminio ossidato anodicamente secondo particolari procedimenti, permettono di ottenere una riflessione paragonabile a quella dell'argento e quindi assai superiore agli altri sistemi attualmente impiegati nella pratica.

Comprese le applicazioni nei mobili e altre numerose applicazioni di carattere meno totalitario, in complesso sono state applicate nel fabbricato oltre 350 tonnellate di alluminio, delle quali circa 200 di profilati speciali in lega Anticorodal. Per la costruzione di questi profilati sono state fabbricate oltre 160 matrici di estrusione.

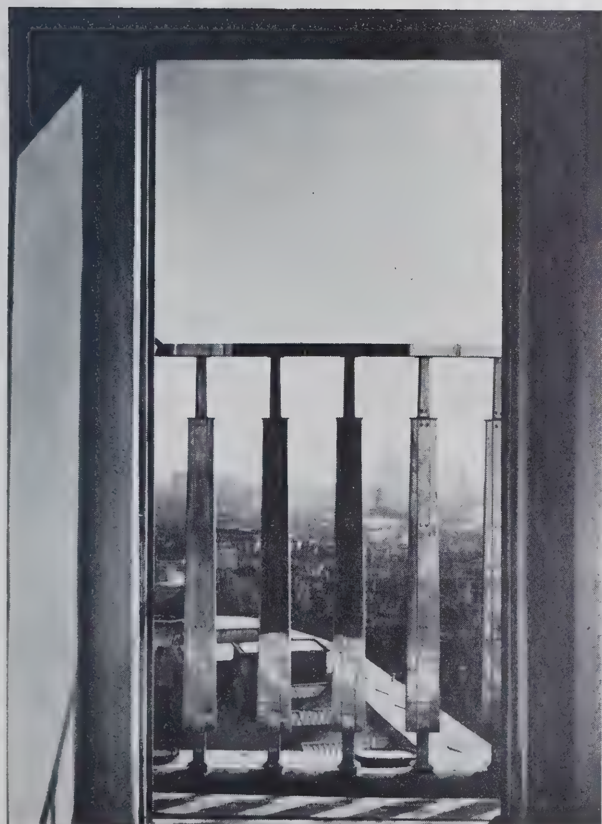
Queste sono le principali applicazioni dell'alluminio nel palazzo « Montecatini ». Altre ve ne sono di minore importanza, ma che servono a rifinire gli ambienti.

L'apparizione dell'alluminio in una maniglia, in una scritta a muro, nella decorazione di un orologio, dovunque offre l'elemento caratteristico dell'architettura di questo edificio, l'elemento che ne informa la sua tipica fisionomia.

L'architettura moderna nella ricerca di un indirizzo che la conduca a sfociare alla codificazione di uno stile, sembra prediligere questo metallo scoperto dall'uomo per aumentare il decoro nella sua vita.

Nell' alluminio l' architettura rinnovata dalle nostre esigenze ha trovato il materiale che, insieme agli altri di recente applicazione, coadiuva e risolve i primari problemi dell'abitazione.

E' la conquista incessante dell'uomo che crea, plasma, scopre con la scienza i mezzi per conquistare la materia e trasformarla. Ancora una volta egli se ne giova, e questa è la volta dell'alluminio, che gli dimostra una riconoscenza impreveduta perchè si estende con possibilità ad arricchire di conforti la sua vita.







Negli ultimi giorni del 1938 è entrata in servizio la centrale idroelettrica di Ponte Gardena, che utilizza le acque del fiume Isarco. Questa Centrale ha una particolare importanza per l'alluminio in quanto la sua energia è in gran parte destinata all'alimentazione del più importante stabilimento italiano per la produzione dell'alluminio, e cioè lo stabilimento di Bolzano della I.N.A. Industria Nazionale Alluminio (Gruppo « Montecatini »).

Merita quindi che noi forniamo un cenno di questo nuovo impianto nella nostra rivista, anche perchè nella sua costruzione si è fatto vasto impiego di alluminio, sia come motivo di decorazione architettonica, sia per la costruzione delle parti elettriche.

L'impianto idraulico, che è stato costruito dalla Società Elettrica Alto Adige del Gruppo Montecatini, utilizza il corso medio dell' Isarco con un salto utile di 60 metri ed una portata di derivazione di 80 m³ secondo.

La potenza massima della Centrale è di 50.000 kW: si prevede una produzione di 230 milioni di kWh annui di energia.

Lo sbarramento, di cui diamo qui sopra la fotografia è situato in prossimità della confluenza del Rio Funes con l' Isarco ed è costituito da una soglia fissa, di pochi centimetri più alta della quota media del fondo-alveo e da una diga a paratoie mobili divisa in quattro luci, di cui tre di 15 ed una di 6 metri di larghezza.

Le paratoie sono provviste di un comando a mano e di uno idromeccanico, sono costituite ciascuna da un diaframma piano e da una ventola automatica superiore.

Il bacino di raccolta antistante le bocche di presa è a sua volta munito di una paratoia automatica a settore destinata a provvedere allo scarico di fondo del bacino stesso ed alla regolazione del livello di ritenuta.

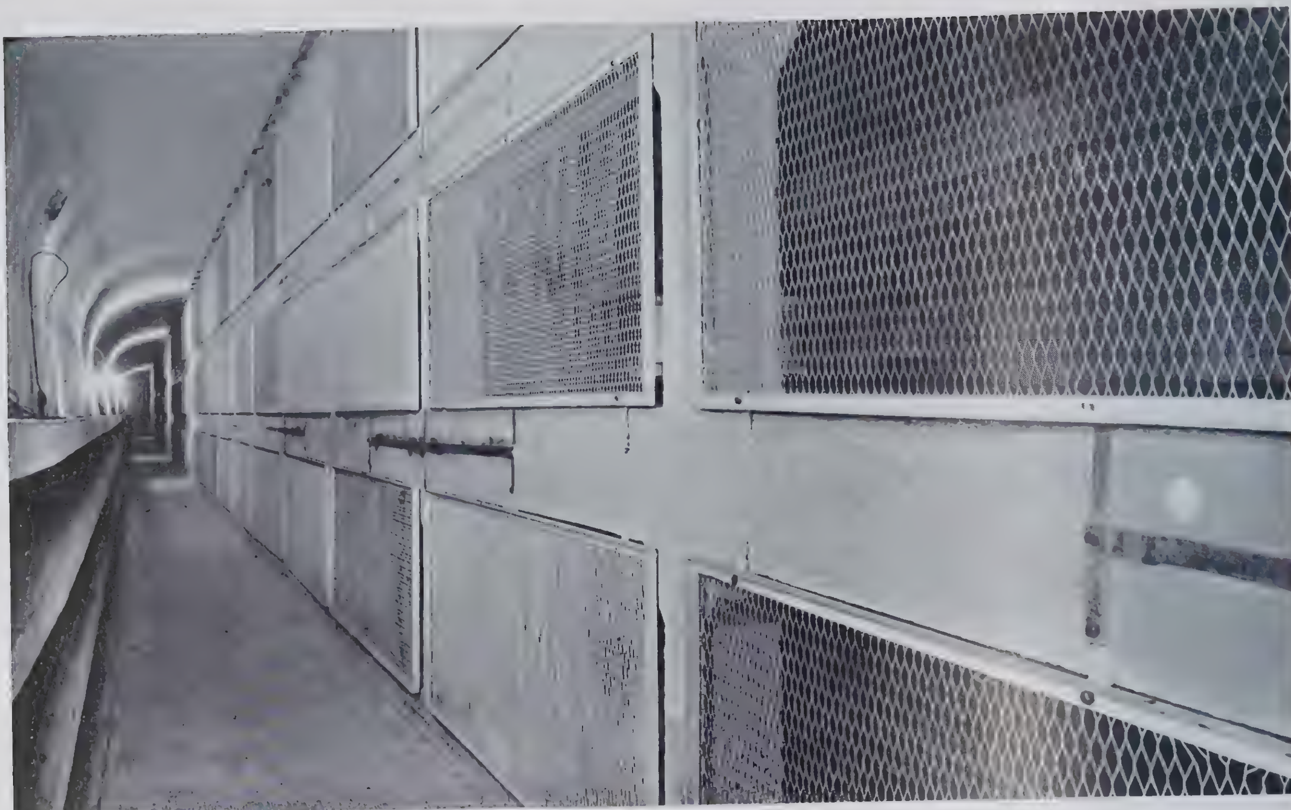
Attraverso le bocche di presa, provviste di griglie e di paratoie manovrabili a mano ed a motore, le acque sono immesse in un sistema di dissabbiatori Dufour situati in sponda destra del fiume. Formati di quattro canali, essi sono costruiti in modo da ottenere una prima separazione delle parti solide più pesanti dalle sabbie leggere che restano nelle acque superiori, delle quali viene operato un dissabbiamento ulteriore.

Il canale di derivazione, che dopo un breve tratto all'aperto si sviluppa completamente in galleria per un percorso di m 7514, è a sezione circolare a tutto centro in calotta con un raggio di m 2,90, mentre i piedritti e l'arco rovescio hanno un raggio di m 5,80. Al termine del canale la galleria si allarga e per una lunghezza di m 200 la sua sezione è portata a m² 82. Quivi è sistemato lo sfioratore a forma di tazza che, a mezzo di un pozzo verticale, convoglia le acque di supero nel canale di scarico delle turbine. La condotta forzata, scavata in roccia, è in cemento armato ed ha un diametro di m 5,20. Il collettore e le diramazioni alle turbine sono in lamiera di acciaio.

Alla Centrale si accede per una galleria che s'apre sul piano della strada nazionale del Brennero, un po' a monte della stazione di Ponte Gardena. La Centrale è costruita in caverna e vi sono installati tre gruppi generatori ad asse verticale, ciascuno dei quali è costituito da una turbina Francis accoppiata ad un alternatore trifase con eccitatrice coassiale. Ogni gruppo ha una potenza resa ai morsetti di 25.000 HP. Gli alternatori hanno una tensione regolabile fra 9000 e 11.000 Volta e sono del tipo a raffreddamento in ciclo chiuso.



ACCESSO PRINCIPALE ALLA CENTRALE
DALLA STRADA DEL BRENNERO



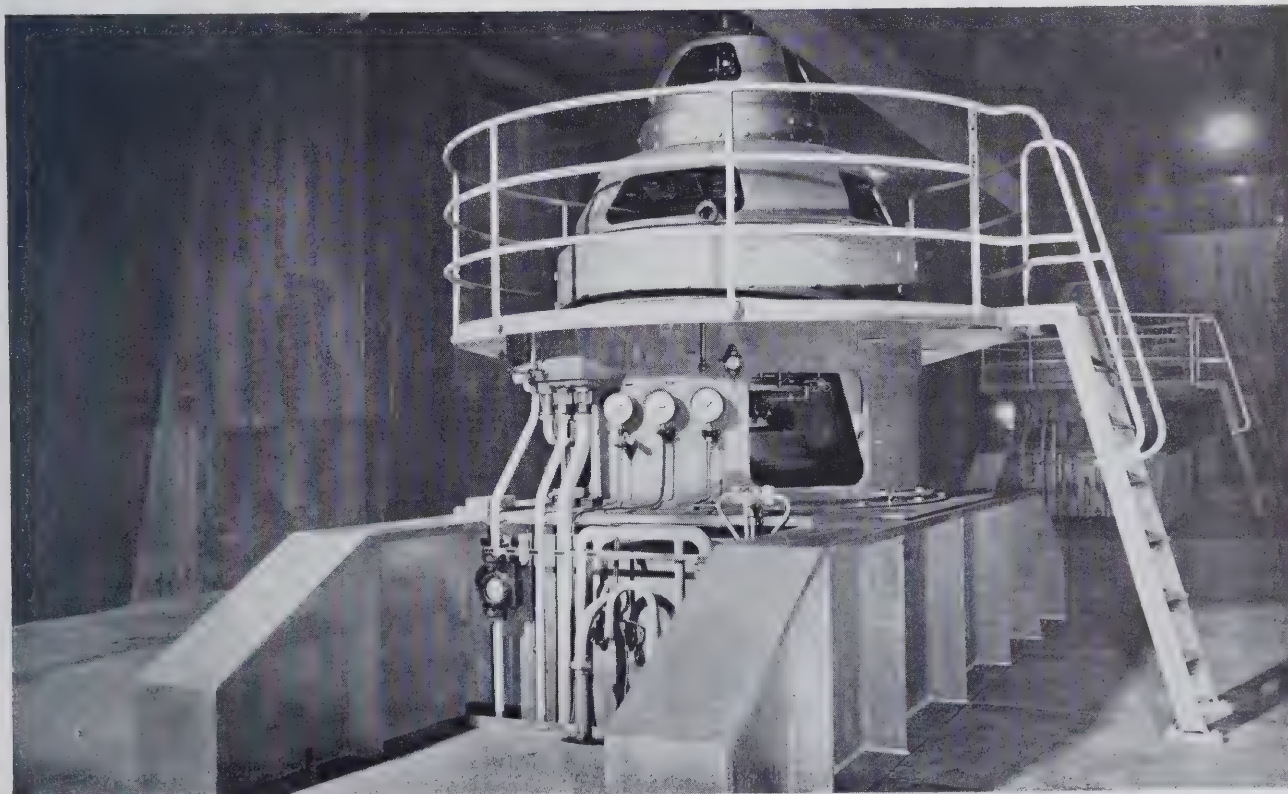
[illegible]RIA DELLE SBARRE

INTERNO DELLA CENTRALE

CAMERA DI CARICO
GALLERIA DI ACCESSO
SFIORATORE
GALLERIA DI DERIVAZIONE
POZZO D'AREAZIONE
CENTRALE SOTTERRANEA
SCARICO DELLO SFIORATORE
CUNICOLO CAVI
COLLETTORE
CUNICOLO PARATOIE
CONDOTTA FORZATA POZZO VERTICALE
CANALE DI SCARICO

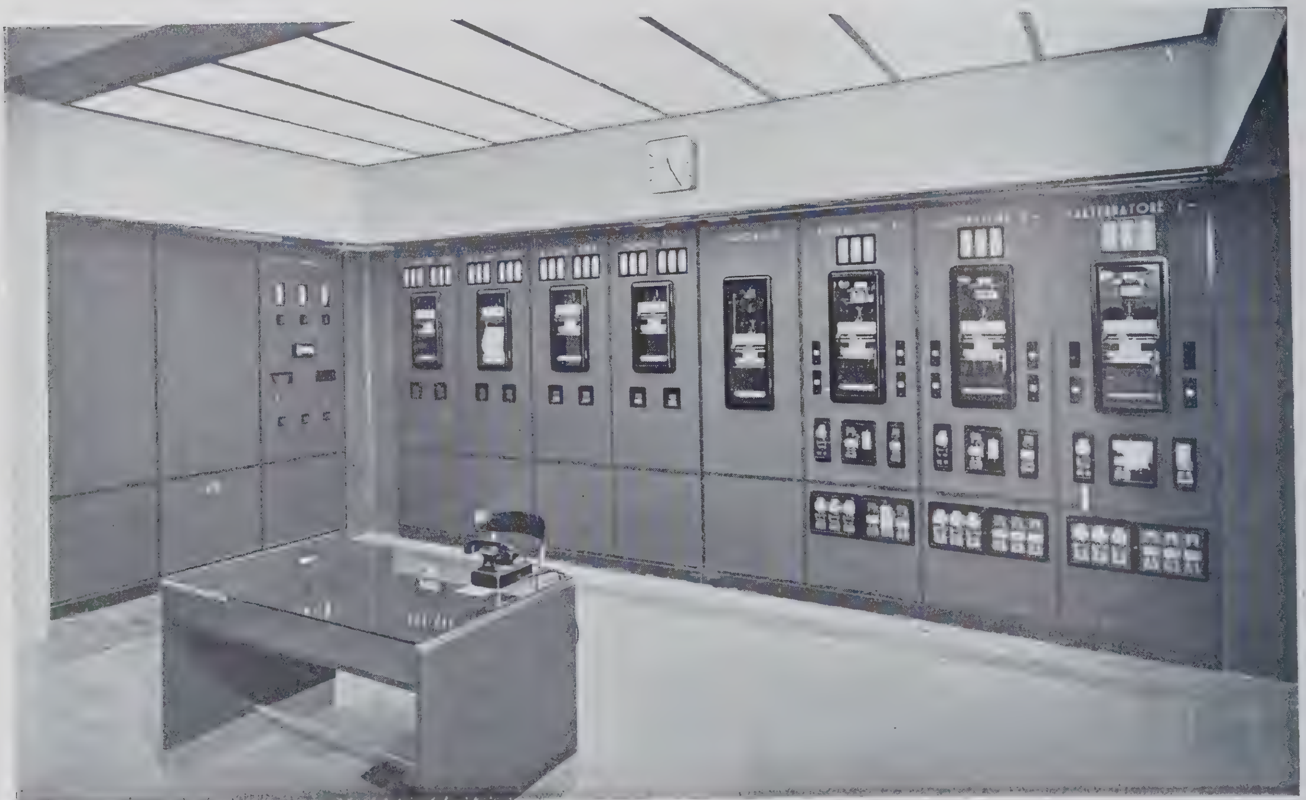
SCHEMA DELLA CAMERA DI CARICO, DELLA CONDOTTA FORZATA E DEL CANALE DI SCARICO DELLE TURBINE.

SCHEMA GENERALE

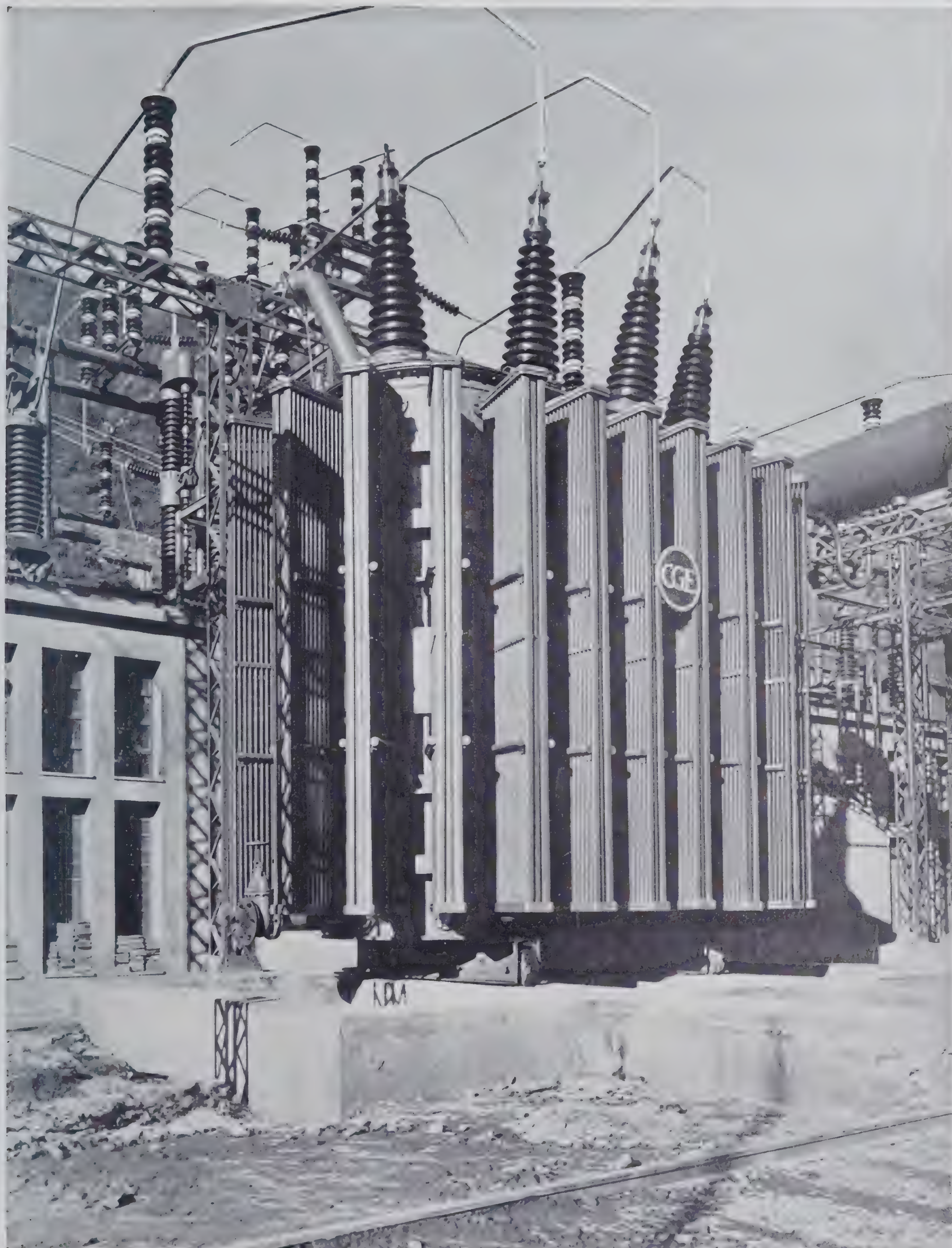


UN GRUPPO DA 25.000 HP - L'ECCITATRICE

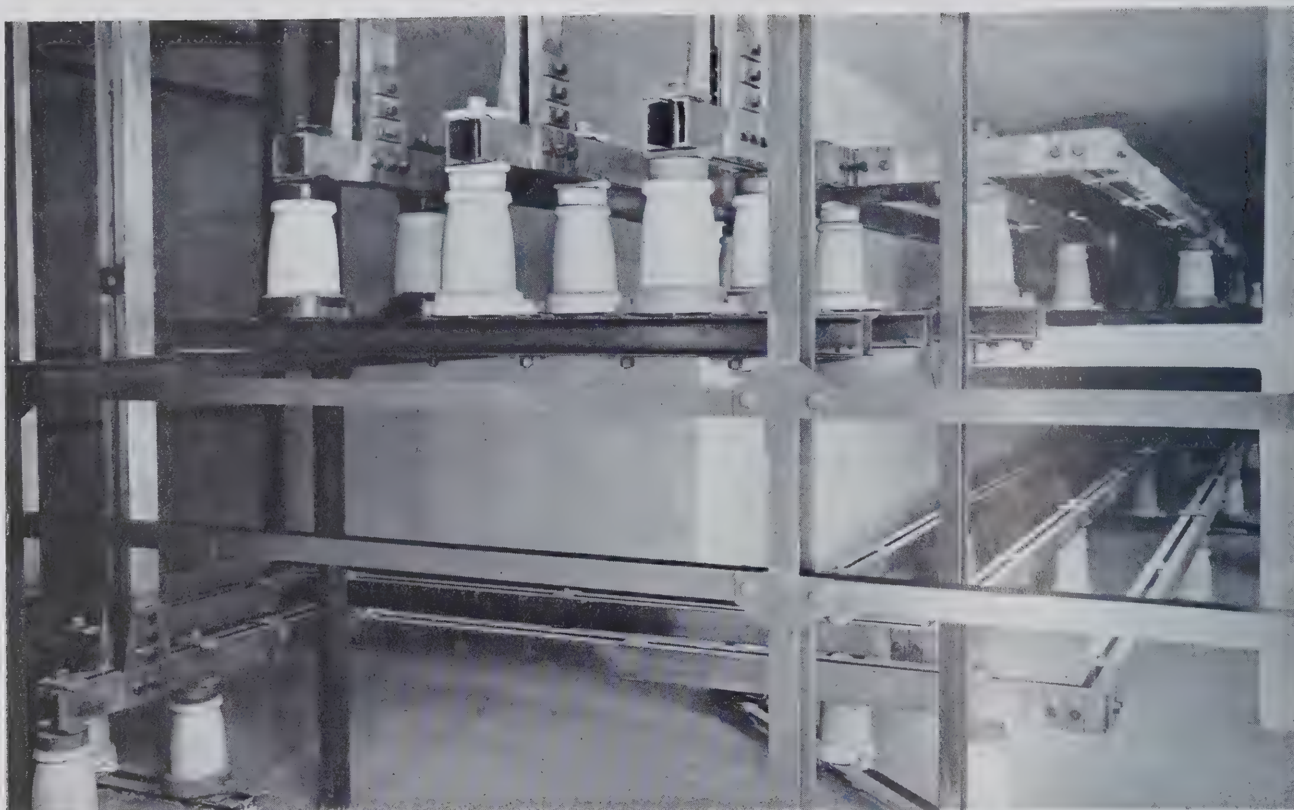
LA SOTTOSTAZIONE DI TRASFORMAZIONE



IL QUADRO



I TRASFORMATORI



LE SBARRE

La corrente generata dagli alternatori alla tensione di 10.000 Volta, mediante sbarre in alluminio aventi una sezione di 1600 mm² e sistemate in un cunicolo scavato per intero nella roccia, viene trasportata per un percorso di circa 300 metri dagli alternatori fino ai trasformatori situati all'aperto. Le sbarre delle tre macchine, separate fra loro da pareti in cemento armato, costituiscono una caratteristica dell'impianto, data l'entità dell'energia trasportata e la lunghezza per cui il trasporto viene effettuato.

Anche tutti i conduttori dei quadri, sia per l'energia generata dalle macchine principali, sia per l'energia occorrente ai servizi ausiliari, sono stati costruiti interamente in alluminio.

Nell'immediata vicinanza dell'imbocco esterno della galleria sbarre ed in prossimità dell'accesso alla Centrale è situata la sottostazione di trasformazione all'aperto, alla quale fanno capo due linee a 140.000 Volta e due linee a 65.000 Volta e nelle quali sono installati, oltre a tutte le apparecchiature a 140 ed a 65 kV, tre trasformatori elevatori, ognuno della potenza di 25.000 kVA destinati ad elevare la tensione di origine da 10.000 Volta a 65.000 ed a 140.000 Volta.

Di particolare importanza, agli effetti dell' impiego dell'alluminio, sono le seguenti applicazioni.

Nella parte architettonica:

L' accesso principale alla Centrale dalla strada del Brennero è costituito da un frontone monumentale, illustrato nella fotografia riportata, all'effetto decorativo del quale contribuisce notevolmente la statua « il Genio del Fascismo » che figurò già all' Esposizione Universale di Parigi e di cui è stata pubblicata una completa descrizione su queste colonne.

La statua, opera dello scultore Gori, vincitore di apposito concorso, è stata gettata nelle fonderie Battaglia in anticorodal; il suo peso è di 3 tonnellate. La statua, che è in posizione elevata e che ha come sfondo la montagna, è molto visibile sia dalla strada statale del Brennero, sia dalla Ferrovia ed è un elemento decorativo molto notevole nella scena del paesaggio alpestre. La cancellata d'ingresso alla Centrale è pure in anticorodal.

All'interno della Centrale, è stato fatto largo uso di alluminio per i parapetti e per tutte le parti metalliche. Di particolare rilievo sono la balaustra della sala quadri verso la sala macchine ed i terrazzini di sorveglianza situati sopra gli alternatori.

Ma le applicazioni più importanti dell'alluminio sono quelle che il progettista ha fatto nelle parti elettriche: tutti i cavi ed i conduttori, sia della centrale propriamente detta che della sottostazione all'aperto sono in alluminio. Di particolare importanza sono le sbarre, che trasportano, in un apposito cunicolo della lunghezza di circa 300 metri, scavato nella roccia, la corrente alla tensione di 10.000 V dagli alternatori ai trasformatori che sono situati all'esterno.

Le sbarre, che sono formate ciascuna da due profili a U affiancati, sono di un peso totale di kg 11000 e sono adatte a resistere meccanicamente ai notevoli sforzi di corto-circuito che si possono produrre in caso di guasti.

I conduttori di alta tensione sono formati da tubi di alluminio puro 99,5% e da corda alluminio acciaio,

NOTIZIARIO TECNICO

Nuove disposizioni per la preferenza dei prodotti nazionali

La « Gazzetta Ufficiale » del 17 febbraio ha pubblicato la Legge 9 gennaio 1939-XVII, n. 189, che reca le seguenti nuove disposizioni per la preferenza dei prodotti nazionali.

Art. 1. — Le Amministrazioni civili e militari dello Stato, le Provincie ed i Comuni e le aziende annesse o da essi dipendenti, gli enti e gli istituti sottoposti alla tutela ed alla vigilanza dello Stato o sovvenzionati e sussidiati dallo Stato o da enti ed istituti pubblici, i concessionari di beni o di servizi pubblici hanno l'obbligo di dare la preferenza ai prodotti italiani negli acquisti, nelle forniture e nei lavori d'ogni specie cui debbono provvedere.

Si considerano a tale effetto prodotti italiani quelli rispondenti ai requisiti fissati dall'art. 6.

Art. 2. — E' fatta eccezione all'obbligo di cui all'articolo precedente qualora risulti la impossibilità di ottenere prodotti italiani rispondenti per qualità o quantità o per termini di consegna alle necessità dell'amministrazione, ente, istituto o azienda che deve provvedere all'acquisto od alla fornitura.

Per gli acquisti e le forniture delle Amministrazioni dello Stato, l'accertamento delle condizioni di cui al comma precedente è fatto dalla Amministrazione interessata, che potrà sentire, in merito, il Ministero delle Corporazioni e gli organi da esso designati.

Gli altri enti, istituti e aziende, indicati all'articolo primo non possono far luogo ad acquisto di prodotti non italiani senza la preventiva autorizzazione da accordarsi dalla Amministrazione alla quale spetta la sorveglianza o la vigilanza sull'opera, di concerto col Ministero delle Corporazioni.

L'autorizzazione è necessaria anche per le trattative private, salvo per l'acquisto di pezzi di ricambio per impianti o macchinari di provenienza estera già in uso.

Sono nulle di diritto le deliberazioni di acquisto prese in contrasto con le norme contenute nella presente legge.

Art. 3. — Le Amministrazioni dello Stato hanno l'obbligo di dare al Ministero per gli scambi e per le valute preventiva notizia degli approvvigionamenti dall'estero cui intendono procedere per i rispettivi servizi e delle ordinazioni o commesse che intendano affidare a ditte appaltatrici nazionali, in cui sia necessario l'impiego di materiali di provenienza estera.

In ogni caso l'importazione di merci occorrenti ai suddetti scopi non potrà essere effettuata se non con l'osservanza dei vincoli e delle condizioni che regolano, ai fini valutari, l'introduzione delle merci nel Regno.

Le Amministrazioni predette comunicano al termine di ogni trimestre al Ministero delle Corporazioni l'elenco degli acquisti di prodotti di provenienza estera effettuati entro il trimestre, indicando per ciascuno di essi il nome e la nazionalità della ditta venditrice e l'oggetto e l'importo dell'acquisto.

Sono esclusi da tali comunicazioni i contratti delle Amministrazioni militari per materiali sperimentali o di studio o riguardanti acquisti che abbiano caratteri di riservatezza nell'interesse della difesa dello Stato.

Art. 4. — Le ditte che in seguito a gara o trattativa privata, o comunque, siano aggiudicatarie di forniture e di lavori per conto delle Amministrazioni dello Stato o degli altri enti, istituti, aziende indicati all'art. 1, hanno l'obbligo di impiegare esclusivamente prodotti italiani.

A tale obbligo si fa eccezione quando la ditta dimostri :

a) che si tratta di materie greggie o lavorate che non si producono in Italia ;

b) che si tratta di materie che non si possono ottenere nelle qualità richieste o in quantità sufficiente per assicurare l'esatta osservanza dei termini di consegna.

In questo caso l'acquisto di materiali greggi o lavorati di provenienza estera deve essere limitato al quantitativo occorrente ad integrare quello di produzione nazionale.

Art. 5. — La sussistenza delle condizioni che, a termini dell' articolo precedente, possono giustificare lo acquisto di prodotti non nazionali, deve essere dimostrata dalla ditta aggiudicataria all' amministrazione, ente, istituto, azienda appaltante.

La ditta deve, in ogni caso, uniformarsi alle decisioni dell'appaltante, il quale determinerà l'eventuale riduzione di prezzo qualora risulti che per effetto della autorizzazione all' impiego di prodotti non nazionali si consegua una economia rispetto alla previsione contrattuale.

Le determinazioni dell'appaltante debbono essere immediatamente comunicate al Ministero delle Corporazioni.

Art. 6. — Agli effetti della presente legge, si considerano italiani i prodotti di qualsiasi genere ottenuti in aziende o stabilimenti situati nel Regno, con l'impiego di materie prime o semilavorate, mano d'opera, brevetti e marchi in vigore, che rappresentino nel complesso un valore al 60% del costo di produzione del prodotto finito, salvo diversa determinazione da prendersi, in singoli casi, dal Ministero delle Corporazioni.

I prodotti che, all'entrata in vigore della presente legge, siano contraddistinti con denominazione straniera, possono essere considerati italiani se rispondano a tutti i requisiti previsti nel comma precedente e se la ditta fabbricante dimostri di essersi assicurata per almeno un decennio la piena disponibilità in Italia dei relativi marchi.

Non possono essere considerati prodotti italiani : a) quelli ottenuti in stabilimenti la dirigenza tecnica ed amministrativa dei quali non sia affidata a cittadini italiani ; b) quelli risultanti dal montaggio di parti separate di provenienza estera, anche se vi si aggiungano parti accessorie o integrative fabbricate in Italia ; c) quelli costituiti da una parte principale di provenienza estera qualunque ne sia il valore.

L'accertamento di tutti i requisiti previsti nel presente articolo spetta

al Ministero delle Corporazioni e agli enti da esso delegati.

Art. 7. — Negli acquisti, lavori e forniture, a cui provvedono le amministrazioni e gli enti indicati nell'articolo 1, sarà data la preferenza a parità di condizioni:

a) ai prodotti delle ditte che hanno propri uffici tecnici o dispongono di mezzi di prova e di esperienza per lo studio e la elaborazione dei progetti di materiali e manufatti;

b) ai prodotti che non comportino, per la loro fabbricazione, alcun pagamento o riconoscimento di credito all'estero per cessione o uso di brevetti e di marchi.

La sussistenza delle predette condizioni dovrà essere dichiarata preventivamente nelle offerte presentate alle pubbliche gare o fatte in trattative private. *Qualora tale dichiarazione risulti infondata l'offerta è nulla di diritto.*

Art. 8. — Le autorità cui spetta la approvazione dei contratti, i corpi, i collegi, cui ne spetta l'esame in sede consultiva o di tutela o di controllo, debbono accertare, volta per volta, che, nella preparazione dei progetti e nella conclusione dei rispettivi contratti, siano state osservate le disposizioni della presente legge relative all' obbligo di impiegare prodotti italiani.

Tale accertamento deve risultare da apposita declaratoria inserita nella deliberazione di approvazione e negli eventuali atti di collaudo.

Art. 9. — Le amministrazioni, enti, istituti e ditte di cui all'art. 1 hanno facoltà di far sorvegliare da propri funzionari o delegati l' allestimento e l'esecuzione delle forniture e dei lavori, allo scopo di assicurare l' osservanza alle disposizioni predette.

Le ditte assuntrici delle forniture o dei lavori devono avvertire in tempo utile l'amministrazione o l'ente, con cui hanno concluso il contratto, dell'inizio delle provviste e dei lavori, indicando gli stabilimenti ai quali commettono i materiali greggi o lavorati occorrenti, affinchè l'amministrazione possa esercitare la sorveglianza di cui al primo comma.

Siffatto intervento non potrà mai essere considerato come accettazione del materiale o giudizio sulla bontà e rispondenza del medesimo, rimanendo l'uno o l'altro rimessi agli organi previsti dalle leggi e dai regolamenti generali o speciali di ciascuna amministrazione.

Spetta, in ogni caso, al Ministero delle Corporazioni la facoltà di provvedere a mezzo dei propri delegati alla vigilanza suddetta.

Art. 10. — La violazione delle disposizioni della presente legge da parte di funzionari delle pubbliche Amministrazioni, delle Provincie, dei Comuni, degli Enti parastatali o degli Enti pubblici in generale, costituisce grave inosservanza dei doveri di ufficio ed è punita nei modi previsti, per tale inosservanza, dalle leggi e dai regolamenti applicabili ai funzionari anzidetti.

I Consigli di amministrazione delle società, ditte, istituti ed enti comunque sovvenzionati e sussidiati dallo Stato o concessionari di beni o di servizi pubblici, in caso di inosservanza degli obblighi previsti dalla presente legge, possono essere sciolti e per ciascun componente di essi può esser vietata, per tre anni, la rinnovazione della nomina.

La scioglimento è pronunciato dal Consiglio dei Ministri su proposta del Ministro per le Corporazioni.

Le ditte fornitrici o aggiudicatarie di gare di appalto per le amministrazioni, gli istituti e gli enti tenuti alla osservanza della presente legge sono obbligati al versamento in favore dell'appaltante di una somma pari al 10% del valore dei materiali greggi e lavorati di produzione estera, qualora violino le precedenti disposizioni.

In caso di ripetute violazioni, la ditta medesima è esclusa, con pronuncia del Ministro per le Corporazioni, d'intesa con l'Amministrazione statale competente, per un periodo da uno a due anni, da tutti i contratti con le Amministrazioni dello Stato e gli altri enti, istituti, aziende indicati all'art. 1.

Il decreto di esclusione è comunicato al Ministero delle Finanze ed è pubblicato nella « Gazzetta Ufficiale ».

Art. 11. — La legge 15 luglio 1926, n. 1379 e la legge 8 marzo 1928, n. 519, sono abrogate.

Il primo corso sull'alluminio presso l'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri

L'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri di Milano ha iniziato la sua attività con un corso teorico pratico sull'alluminio e le sue leghe leggere organizzato in accordo con lo Spett. Istituto per la Ricostruzione Industriale « I.R.I. » di Roma, per gli ingegneri titolari delle borse di studio a suo tempo concesse dallo I.R.I. stesso.

Il corso ha avuto luogo durante la seconda settimana di febbraio, ed è stato aperto da una breve prolusione del Direttore dell'Istituto che ha portato ai partecipanti il cordiale benvenuto delle Società Lavorazione Leghe Leggere e della Alluminio Società Anonima, fondatrici dell' Istituto stesso, ed ha quindi brevemente accennato alla importanza nazionale che riveste l'industria dell'alluminio ai fini della autarchia.

Rilevando come la produzione italiana di alluminio che nel 1929 raggiungeva appena le 1700 tonn. abbia raggiunto nel 1938 le 26.000 tonn., e si avvii verso cifre di produzione ancora più importanti, il Direttore dell' Istituto ha richiamato l' attenzione dei convenuti sulla necessità che a questo enorme sforzo produttivo debba corrispondere una equilibrata potenza di assorbimento da parte del mercato interno e come per questo occorra nei tecnici, e specialmente nei giovani che rappresentano potenzialmente i quadri direttivi dell'industria italiana del più prossimo avvenire, la chiara, precisa, responsabile conoscenza della tecnica applicativa dell'alluminio e delle sue leghe leggere.

Ha continuato rilevando come il corso che si stava per iniziare non potesse naturalmente che sfiorare i molti problemi che tale tecnica applicativa comporta, ma si è detto comunque certo che indicare ai giovani cresciuti nel clima spirituale della nostra epoca quali e quanti siano questi problemi e sopratutto quali e quante siano le possibilità dell'alluminio in ogni campo della tecnica, sia arra sicura di vederli risolti o realizzati.

Hanno quindi avuto inizio le lezioni corredate da proiezioni epidiascopiche, lezioni che vertevano sulle seguenti materie:

a) *Metallurgia dell'alluminio.*

Minerali di alluminio; metodi di estrazione; diagrammi di lavorazione per la fabbricazione delle allumine a partire dalle bauxiti; diagrammi di lavorazione delle allumine a partire dalle leuciti; celle elettrolitiche; alluminio raffinato.

b) *Tecnologia delle leghe leggere.*

Procedimenti di saldatura; saldature autogene; brasature; saldature elettriche.

Chiodatura delle leghe leggere; lavorazione all'utensile da taglio. Fonderia delle leghe leggere.

c) *Metallografia delle leghe leggere e dei bronzi di alluminio.*

Metodi di lucidatura di attacco dei provini; diagrammi di stato interessanti le leghe di alluminio; teoria della cristallizzazione dei metalli fusi; teoria del trattamento termico per soprasaturazioni delle soluzioni solide e per cambiamento di fase.

d) *Calcolo delle strutture in alluminio.*

Caratteristiche fisico-chimiche delle leghe leggere; influenza del modulo elastico sul calcolo delle strutture caricate di punta e sulle travi inflesse. Cenni generali sulla impostazione dei calcoli statici delle strutture in lega leggera. Limite di durata, limite di snervamento e limite elastico delle leghe di alluminio.

e) *Applicazioni industriali delle leghe leggere.*

Strutture bimetalliche; avvertenze da seguire nel montaggio di parti di alluminio a contatto con metalli a diverso potenziale elettrochimico; cenni sulle principali applicazioni.

Allo svolgimento delle lezioni sopra indicate ha partecipato il personale tecnico interno dell'Istituto, nonchè il Prof. Italo Bertolini del R. Politecnico di Milano per la parte relativa al « Calcolo delle strutture in alluminio ».

Le esercitazioni pratiche che hanno impiegato tutti i pomeriggi della settimana fra il 6 e l'11 febbraio, sono state condotte dal personale specializzato interno pure dello Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri.

Alle lezioni hanno partecipato 32 uditori.

La seconda riunione del Comitato Intersindacale per l'Autarchia

A Palazzo Venezia sotto la presidenza del Duce ha avuto luogo il 6 febbraio la seconda riunione del Comitato Interministeriale per l'Autarchia. Erano presenti il Ministro Segretario del Partito, i Ministri delle Corporazioni, delle Finanze, delle Comunicazioni, degli Scambi e Valute, dell'Agricoltura, il Sottosegretario alle Corporazioni, il Capo di Stato Maggiore Generale dell'Esercito Presidente del Consiglio Nazionale delle Ricerche, il Commissario Generale per le Fabbricazioni di Guerra, il Governatore della Banca d'Italia e il Segretario della Commissione Suprema di Difesa.

Sono intervenuti per riferire sulle questioni di loro competenza S. E. Giordani, l'on. Donegani, l'on. Tredici, l'ing. Cattania, il comm. Barnabò.

Nella riunione sono stati esaminati i problemi relativi alle ricerche minerarie per i combustibili fossili e per i minerali ferrosi. E' stato deciso che l'A. Ca. I. potenzierà il suo reparto di ricerche e di sondaggi per accertare le disponibilità italiane di carboni fossili e per giungere alla precisa valutazione del nostro patrimonio di ligniti brune.

Per i minerali ferrosi è stato deciso che la Finsider e la Società Nazionale Cogne estendano il loro programma di ricerche sia nelle zone sinora note sia in quelle dove è prevedibile l'esistenza di giacimenti importanti anche se di minerali poveri.

E' stato deciso inoltre di potenziare adeguatamente l'attività del Corpo Reale delle Miniere perchè questo possa anche dare valida assistenza ai privati ricercatori, che diano affidamento di fare opera utile in aggiunta a quella che saranno per svolgere le due aziende sopra ricordate.

Il Comitato ha discusso poi il problema della produzione dei metalli leggeri alluminio, magnesio e loro leghe ed ha deciso che venga dato il maggiore impulso alla produzione nazionale del magnesio. **Ha preso atto con compiacimento dei risultati conseguiti nella produzione dell' alluminio decidendo di incrementare ulteriormente la capacità produttiva degli impianti in modo che si possa procedere a formare le scorte e ad alimentare la esportazione tanto del metallo quanto dei manufatti.**

Infine il Comitato ha esaminato gli studi compiuti per realizzare in Italia la produzione di gomma sintetica ed ha fissato le direttive per realizzare la prima unità industriale entro il 1939.

La riunione è durata tre ore ed il Comitato tornerà a riunirsi il giorno 11 marzo p. v.

Comunicato

E' cosa nota che dal 6 maggio alla fine di ottobre 1939 ha luogo a Zurigo l'Esposizione Nazionale Svizzera. Mentre all'ultima Esposizione Nazionale, tenuta a Berna nel 1914, l'alluminio ha ancora figurato nell'assieme dell'industria metallurgico-meccanica, quest'anno invece il complesso delle industrie lavoranti l' alluminio si presenterà come gruppo a sè con uno speciale padiglione, dall'area di 2100 m². Questa mostra deve dare un quadro possibilmente completo delle industrie svizzere produttrici e consumatrici di alluminio. Il visitatore potrà seguire le principali fasi di lavorazione dell'alluminio e sue leghe nell'officina appositamente prevista. A maggior chiarimento delle stesse si stanno preparando attualmente parecchie pellicole istruttive, relative a particolari lavorazioni, quali fonderia, saldatura, chiodatura, fucinatura, trattamento delle superficie, metodi di ricerca, ecc., che verranno proiettate in locale apposito ed accompagnate da brevi conferenze illustrative. Dato che lavorazione ed impiego dell'alluminio, nelle sue disparatissime applicazioni, non sono stati presentati sin ora in modo così grandioso come è previsto per l'Esposizione Nazionale. Si può ritenere che questa mostra è suscettibile di interessare pure vivamente ambienti stranieri competenti.

La mostra dell'alluminio acquista, per lo specialista dei metalli leggeri, ancora maggior pregio, sapendo che durante l'esposizione, e precisamente il 12 e 13 settembre, sotto gli auspici del Presidente del Consiglio Scolastico Svizzero, Prof. Dr. A. Rohn, saranno tenute alla Scuola Politecnica Federale di Zurigo, nell' ambito dell' incarico per la Tecnologia dei metalli leggeri.

GIORNATE DELL' ALLUMINIO.

Specialisti stranieri dei metalli leggeri, di rinomanza mondiale, hanno assicurato già sin d'ora la loro collaborazione. Queste giornate dell'alluminio formeranno efficace complemento della mostra del metallo leggero all'Esposizione Nazionale Svizzera. E' consigliabile perciò che tutti gli specialisti del metallo leggero effettuino la loro visita all'Esposizione Nazionale verso la metà di settembre, per poter presenziare contemporaneamente a tali giornate dell'alluminio. Un programma dettagliato verrà pubblicato più tardi.

TABELLE STATISTICHE

ITALIA - Produzione di alluminio greggio

(Secondo le rilevazioni della Associazione fra gli Industriali Metallurgici)

Periodo	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938	1939
	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.
Gennaio	349.883	681.031	756.258	702.524	381.198	1.126.541	690.180	1.745.276	1.420.741
Febbraio	290.777	596.807	456.737	532.817	319.772	898.107	650.729	1.519.969	1.351.375
Marzo	506.975	632.959	577.644	790.979	516.340	1.091.810	903.999	1.757.121	
Totale 1° Trimestre	1.147.635	1.910.797	1.790.639	2.026.320	1.217.310	3.116.458	2.244.908	5.022.366	
Aprile	875.018	852.289	941.293	1.197.038	883.161	1.333.899	1.348.703	1.549.427	
Maggio	1.204.912	1.316.499	1.117.317	1.536.232	1.407.070	1.663.811	1.989.731	1.382.997	
Giugno	1.424.531	1.441.481	921.108	1.526.157	1.467.966	1.647.226	2.365.482	2.484.843	
Totale 2° Trimestre	3.504.461	3.610.269	2.979.718	4.259.427	3.708.197	4.644.936	5.703.916	5.417.267	
Totale 1° Semestre	*4.652.096*	*5.521.066*	*4.770.357*	*6.285.747*	*4.925.507*	*7.761.394*	*7.948.824*	*10.439.633*	
Luglio	1.285.743	1.534.545	964.113	1.562.330	1.596.595	1.736.567	2.605.868	3.127.673	
Agosto	1.127.774	1.513.664	1.381.219	1.523.603	1.562.623	1.737.102	2.678.256	3.351.386	
Settembre	1.140.230	1.413.218	1.228.628	1.437.984	1.493.135	1.610.428	2.527.290	2.906.906	
Totale 3° Trimestre	3.553.747	4.461.427	3.573.960	4.523.917	4.652.353	5.084.097	7.811.414	9.385.965	
Totale Gennaio-Settembre	*7.205.843*	*9.982.493*	*8.344.317*	*10.809.664*	*9.577.860*	*12.845.491*	*15.760.238*	*19.825.598*	
Ottobre	910.795	1.464.268	1.368.473	866.946	1.450.002	1.393.428	2.642.679	2.638.789	
Novembre	1.038.655	1.269.569	1.297.352	655.794	1.492.533	940.723	2.467.484	1.797.682	
Dicembre	952.464	697.216	1.062.072	513.658	1.256.443	694.391	2.077.527	1.505.573	
Totale 4° Trimestre	2.901.914	3.431.053	3.727.897	2.036.398	4.198.978	3.028.542	7.187.690	5.942.044	
Totale Annuale	*11.107.757*	*13.413.546*	*12.072.214*	*12.846.062*	*13.776.838*	*15.874.033*	*22.947.928*	*25.767.642*	

ITALIA - Importazione ed esportazione di alluminio e sue leghe

(dati desunti dalla "Statistica del Commercio Speciale di Imp. e di Esp.,, del Ministero delle Finanze)

PRODOTTI	IMPORTAZIONE Quintali				ESPORTAZIONE Quintali			
	gennaio - dicembre		Anno 1937	Anno 1936	gennaio - dicembre		Anno 1937	Anno 1936
	1938	1937			1938	1937		
Rottami	1.740	1.304	1.304	120	566	—	—	...
Lingotti	3.365	33.663	33.663	3.126	4.595	41	...	701
Getti	—	400	400	731	31	38	38	15
Barre, verghe, spranghe	122	97	97	263	19	12	12	6
Fogli, lamiere	451	509	509	3.836	93	410	410	34
Fili	—	3	3	117	7	13	13	3
Corde, cavi	...	—	—	...	—	11	11	64
Tubi	7	41	41	91	17	11	11	...
Polvere	...	11	11	1	42	5	5	13
Tubetti per colori, profumi, ecc.	36	46	46	5	—	106	106	19
Lavori non nominati per uso industriale	331	678	678	462	2.404	676	676	117
Lavori non nominati: altri	247	323	323	246	2.013	2.280	2.280	1.138
Ossido di alluminio anidro	29	14.275	14.275	75.066	396.164	183.578	183.578	—
Bauxite	3.570	4.680	4.680	....	753.860	1.303.840	1.303.840	1.659.300

UNI — Ribattini a testa tonda larga* — 749

27 Apr. 1938-XVI

D ≃ 2 d
h ≃ 0,6 d
R ≃ 1,3 d
r ≃ 0,6 d

Esempio di designazione di un ribattino a testa tonda larga, avente d = 3 mm ed l = 10 mm:
3 × 10 UNI 749
(aggiungere le indicazioni supplementari, vedere punto 1)

d (vedere punto 3) mm	l mm (Indicazioni per la designazione)									D mm	h mm	R ≃ mm	r mm	r_1 mm
1	2	2,5	3	3,5						2	0,6	1,3	0,6	—
1,2	2,5	3	3,5	4	4,5	5				2,5	0,7	1,5	0,7	—
1,4	2,5	3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	2,8	0,8	1,8	0,8	—
1,7	3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	9	3,5	1	2,2	1	—
	10													
2	3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	9	4	1,2	2,6	1,2	—
	10	12	14	16										
2,3	3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	9	4,5	1,4	3	1,4	—
	10	12	14	16	18									
2,6	3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	9	5,2	1,6	3,5	1,6	—
	10	12	14	16	18	20								
3	4	4,5	5	6	7	8	9	10	12	6	1,8	4	1,8	0,2
	14	16	18	20	22	25								
3,5	6	7	8	9	10	12	14	16	18	7	2,1	4,5	2,1	0,2
	20	22	25	28										
4	6	7	8	9	10	12	14	16	18	8	2,4	5,2	2,4	0,2
	20	22	25	28	30	32								
5	8	9	10	12	14	16	18	20	22	10	3	6,5	3	0,2
	25	28	30	32	35	38	40							
6	10	12	14	16	18	20	22	25	28	12	3,6	7,8	3,6	0,5
	30	32	35	38	40	42	45	48						

* I ribattini della presente unificazione sono adatti per essere fabbricati con materiali aventi peso specifico minore di 3 kg/dm³.

1 – La designazione va completata con l'indicazione del materiale.

2 – Contrassegni distintivi del materiale:
a) per alluminio puro: nessun contrassegno;
b) per leghe leggere richiedenti trattamento termico prima dell'impiego: impronta conica al centro della testa;
c) per leghe leggere non richiedenti trattamento termico prima dell'impiego. impronta anulare al centro della testa.

3 – Il diametro d si intende misurato alla distanza di 1 mm dalla testa. I diametri d indicati in tabella sono quelli dei ribattini finiti di fabbricazione, prima della ribaditura.

4 – I ribattini con dimensioni indicate in carattere chiaro devono essere impiegati soltanto per eccezione, in caso di necessità.

5 – I ribattini di cui ciascuna azienda è dotata si indicano, nella tabella, mediante il contrassegno: ⌐

Per diametri maggiori: UNI 134
Per lunghezze di gambo maggiori. UNI 746

UNI — Ribattini a testa tonda bassa* — 750

27 Apr. 1938-XVI

D ≃ 2,3 d
h ≃ 0,5 d
R ≃ 2,2 d
r ≃ 0,3 d

Esempio di designazione di un ribattino a testa tonda bassa, avente d = 3 mm ed l = 10 mm:
3 × 10 UNI 750
(aggiungere le indicazioni supplementari, vedere punto 1)

d (vedere punto 3) mm	l mm (Indicazioni per la designazione)												D mm	h mm	R ≃ mm	r mm	r_1 mm
1	2	2,5	3	3,5									2,3	0,5	2,3	0,3	—
1,2	2,5	3	3,5	4	4,5	5							2,8	0,6	2,7	0,35	—
1,4	2,5	3	3,5	4	4,5	5	6	7	8				3,2	0,7	3,1	0,4	—
1,7	3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	9	10			3,9	0,9	3,7	0,5	—
2	3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	9	10	12	14	4,6	1	4,4	0,6	—
	16																
2,3	3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	9	10	12	14	5,3	1,2	5	0,7	—
	16	18															
2,6	3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	9	10	12	14	6	1,3	5,7	0,8	—
	16	18	20														
3	4	4,5	5	6	7	8	9	10	12	14	16	18	7	1,5	6,6	0,9	0,2
	20	22	25														
3,5	6	7	8	9	10	12	14	16	18	20	22	25	8	1,8	7,7	1,1	0,2
	28																
4	6	7	8	9	10	12	14	16	18	20	22	25	9,2	2	8,8	1,2	0,2
	28	30	32														
5	8	9	10	12	14	16	18	20	22	25	28	30	11,5	2,5	11	1,5	0,2
	32	35	38	40													
6	10	12	14	16	18	20	22	25	28	30	32	35	13,8	3	13,2	1,8	0,5
	38	40	42	45	48												
8	10	12	14	16	18	20	22	25	28	30	32	35	18,5	4	17,6	2,4	0,5
	38	40	42	45	48	50	55	60	65								
10	12	14	16	18	20	22	25	28	30	32	35	38	23	5	22	3	0,5
	40	42	45	48	50	55	60	65	70	75	80						

* I ribattini della presente tabella sono adatti per essere fabbricati con materiali aventi peso specifico minore di 3 kg/dm³.

1 – La designazione va completata con l'indicazione del materiale.

2 – Contrassegni distintivi del materiale:
a) per alluminio puro: nessun contrassegno;
b) per leghe leggere richiedenti trattamento termico prima dell'impiego: impronta conica al centro della testa.
c) per leghe leggere non richiedenti trattamento termico prima dell'impiego: impronta anulare al centro della testa.

3 – Il diametro d si intende misurato alla distanza di 1 mm dalla testa, per i ribattini con diametro di gambo fino a 6 mm incluso, e alla distanza di 5 mm dalla testa per i ribattini con diametro maggiore di 6 mm. I diametri d indicati in tabella sono quelli dei ribattini finiti di fabbricazione, prima della ribaditura.

4 – I ribattini con dimensioni indicate in carattere chiaro devono essere impiegati soltanto per eccezione, in caso di necessità.

5 – I ribattini di cui ciascuna azienda è dotata si indicano, nella tabella, mediante il contrassegno: ⌐

Per lunghezze di gambo maggiori: UNI 746

UNI	Ribattini a testa tonda a fungo*	751 27 Apr. 1938-XVI

$D \simeq (2{,}6 \div 2{,}1)\,d$
$h \simeq (0{,}9 \div 0{,}7)\,d$
$R \simeq (1{,}4 \div 1{,}14)\,d$

Esempio di designazione di un ribattino a testa tonda a fungo, avente $d = 3$ mm ed $l = 6$ mm:
3 × 6 UNI 751
(aggiungere le indicazioni supplementari, vedere punto 1)

Indicazioni per la designazione d (vedere punto 3) mm	l mm							D mm	D_1 mm	h mm	R ≃ mm	r mm	t mm
2	3,5	4	4,5	5	6	7		5,2	4,7	1,8	2,8	0,2	0,6
2,3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	5,5	5	2	3	0,2	0,6
2,6	3,5	4	4,5	5	6	7	8	6	5,5	2,1	3,2	0,2	0,7
3	4	4,5	5	6	7	8	9	7	6,5	2,5	3,7	0,3	0,8
3,5	4,5	5	6	7	8	9	10	8	7,5	2,8	4,3	0,3	0,9
4	5	6	7	8	9	10	12	8,8	8,3	3	4,8	0,4	0,9
5	6	7	8	9	10	12	14	10,5	10	3,6	5,7	0,4	1,1

* I ribattini della presente unificazione sono adatti per essere fabbricati con materiali aventi peso specifico minore di 3 kg/dm³

1 – La designazione va completata con l'indicazione del materiale.

2 – Contrassegni distintivi del materiale:
a) per alluminio puro: nessun contrassegno;
b) per leghe leggere richiedenti trattamento termico prima dell'impiego: impronta conica al centro della testa;
c) per leghe leggere non richiedenti trattamento termico prima dell'impiego: impronta anulare al centro della testa.

3 – Il diametro **d** si intende misurato alla distanza di 1 mm dalla testa. I diametri **d** indicati in tabella sono quelli dei ribattini finiti di fabbricazione, prima della ribaditura.

4 – I ribattini con dimensioni indicate in carattere chiaro devono essere impiegati soltanto per eccezione, in caso di necessità.

5 – I ribattini di cui ciascuna azienda è dotata si indicano, nella tabella, mediante il contrassegno: ⌐

Per lunghezze di gambo maggiori: UNI 746

UNI	Ribattini a testa svasata con calotta bassa*	755 27 Apr. 1938-XVI

$D \simeq (2{,}4 \div 1{,}9)\,d$
$h \simeq (0{,}4 \div 0{,}25)\,d$

Esempio di designazione di un ribattino a testa svasata con calotta bassa, avente $d = 3$ mm ed $l = 10$ mm:
3 × 10 UNI 755
(aggiungere le indicazioni supplementari, vedere punto 1)

Indicazioni per la designazione d (vedere punto 3) mm	l mm							D mm	h mm	R ≃ mm
2	3,5	4	4,5	5	6	7	8	4,8	0,8	20
	9	10								
2,3	3,5	4	4,5	5	6	7	8	5,2	0,85	22
	9	10								
2,6	4	4,5	5	6	7	8	9	5,7	0,9	25
	10	12								
3	4,5	5	6	7	8	9	10	6,5	1	25
	12	14								
3,5	6	7	8	9	10	12	14	7,3	1,1	30
	16	18								
4	6	7	8	9	10	12	14	8,2	1,2	30
	16	18	20							
5	8	9	10	12	14	16	18	9,9	1,4	35
	20	22	25							
6	10	12	14	16	18	20	22	11,6	1,6	40
	25	28	30							
8	12	14	16	18	20	22	25	15	2	50
	28	30	32	35	38	40				

* I ribattini della presente unificazione sono adatti per essere fabbricati con materiali aventi peso specifico minore di 3 kg/dm³.

1 – La designazione va completata con l'indicazione del materiale.

2 – Contrassegni distintivi del materiale:
a) per alluminio puro: nessun contrassegno;
b) per leghe leggere richiedenti trattamento termico prima dell'impiego: impronta conica al centro della testa.
c) per leghe leggere non richiedenti trattamento termico prima dell'impiego: impronta anulare al centro della testa.

3 – Il diametro **d** si intende misurato alla distanza di 1 mm dalla testa, per i ribattini con diametro di gambo fino a 6 mm incluso, ed alla distanza di 5 mm dalla testa, per i ribattini con diametro maggiore di 6 mm. I diametri **d** indicati in tabella sono quelli dei ribattini finiti di fabbricazione, prima della ribaditura.

4 – I ribattini con dimensioni indicate in carattere chiaro devono essere impiegati soltanto per eccezione, in caso di necessità.

5 – I ribattini di cui ciascuna azienda è dotata si indicano, nella tabella, mediante il contrassegno: ⌐

Per lunghezze di gambo maggiori: UNI 746

DK 669.71-41 — Norme tedesche — Settembre 1938

Lamiera e Nastro in leghe d'alluminio

Condizioni tecniche di fornitura

DIN Norme preliminari **1745**

Questa tabella appare in un primo tempo a titolo di norma preliminare, perchè non contiene per ora che le indicazioni numeriche più importanti. Sarà completata più tardi da ulteriori indicazioni relative ai prelevamenti di provette, alle prove, ecc.

Lega	Denominazione	Stato		Spessore mm Lamiera	Spessore mm Nastro	Resistenza alla trazione[3]) σ_B kg/mm² valori minimi	Carico al limite di snervamento $\sigma_{0,2}$ kg/mm² valori minimi	Allungamento alla rottura δ_{10} % valori minimi	Durezza Brinell H [4]) possibilmente con P = 5 D² kg/mm² valori medi
Al-Cu-Mg	Al-Cu-Mg w		ricotta[1])	fino a 40	fino a 3	—	—	—	sotto 70
	Al-Cu-Mg F 38/34	Lega normale	bonificata	fino a 6	fino a 3	38	25	15	100
				sopra 6 fino a 10	—	37	23	15	90
				sopra 10 fino a 20	—	36	22	13	90
				sopra 20 fino a 30	—	35	21	12	90
				sopra 30 fino a 40	—	34	20	12	90
	Al-Cu-Mg F 44/39	Lega ad alta resistenza	bonificata	fino a 6	fino a 3	44	28	10	110
				sopra 6 fino a 10	—	42	26	10	100
				sopra 10 fino a 20	—	41	25	9	100
				sopra 20 fino a 30	—	40	24	8	100
				sopra 30 fino a 40	—	39	23	8	100
	Al-Cu-Mg F 45/58		bonificata e incrudita[2])	fino a 6	fino a 3	45 fino a 58	28 fino a 50	10 fino a 2	110 fino a 120
Al-Cu	Al-Cu w	ricotta		fino a 20	fino a 3	—	—	—	fino a 70
	Al-Cu F 30	bonificata		fino a 6	fino a 3	30	16	15	70
	Al-Cu F 38/36	bonificata		fino a 6	fino a 3	38	23	15	100
				sopra 6 fino a 10	—	37	21	13	90
				sopra 10 fino a 20	—	36	20	10	90
	Al-Cu F 39-50	bonificata e incrudita[2])		fino a 6	fino a 3	39 fino a 50	23 fino a 40	15 fino a 2	100 fino a 140
Al-Mg-Si	Al-Mg-Si F 11	ricotta		fino a 10	fino a 3	11	5	15	30
				sopra 10 fino a 20	—	11	5	13	30
	Al-Mg-Si F 17	incrudita al laminatoio		fino a 10	fino a 3	17	15	4	50
	Al-Mg-Si F 20	bonificata		fino a 20	fino a 3	20	10	12	50
				sopra 20 fino a 40	—	28	10	10	50
	Al-Mg-Si F 28/26	bonificata		fino a 20	fino a 3	28	18	10	70
				sopra 20 fino a 40	—	26	18	8	70
	Al-Mg-Si F 29/42	bonificata e incrudita[2])		fino a 6	fino a 3	29 fino a 42	18 fino a 40	10 fino a 2	70 fino a 10
Al-Mg 3	Al-Mg 3 F 18	ricotta		fino a 6	fino a 3	18	8	15	45
	Al-Mg 3 F 22	semicruda		fino a 6	fino a 3	22	13	8	65
Al-Mg 5	Al-Mg 5 F 22	ricotta		fino a 6	fino a 3	22	9	15	55
	Al-Mg 5 F 25	semicruda		fino a 6	fino a 3	25	15	8	70
Al-Mg 7	Al-Mg 7 F 30	ricotta		fino a 6	fino a 3	30	15	15	70
	Al-Mg 7 F 34	semicruda		fino a 6	fino a 3	34	20	8	90
Al-Mg 9	Al-Mg 9 F 35	ricotta		fino a 6	fino a 3	35	17	15	80
	Al-Mg 9 F 38	semicruda		fino a 6	fino a 3	38	26	8	95
Al-Mg-Mn	Al-Mg-Mn F 18	ricotta		fino a 10	fino a 3	18	8	15	45
	Al-Mg-Mn F 22	semicruda		fino a 10	fino a 3	22	13	4	55
	Al-Mg-Mn F 24	cruda		fino a 10	fino a 3	24	20	3	65
Al-Si	Al-Si F 12	ricotta		fino a 10	—	12	6	15	40
	Al-Si F 15	semicruda		fino a 10	—	15	12	3	50
	Al-Si F 18	cruda		fino a 6	—	18	15	2	60
Al-Mn	Al-Mn F 9	ricotta		fino a 10	fino a 3	9	4	20	20
	Al-Mn F 12	semicruda		fino a 10	fino a 3	12	10	5	35
	Al-Mn F 16/15	cruda		fino a 6	fino a 3	16	13	4	40
				sopra 6 fino a 10	—	15	12	4	40

1) Queste lamiere e nastri allo stato «ricotto» non sono destinati ad un impiego diretto. Servono come materiali di partenza per lavori di deformazione. I pezzi così fabbricati devono essere bonificati per ottenere un'elevata resistenza.
2) I valori minimi relativi alla resistenza, alla trazione e all'allungamento come pure i valori approssimativi per la durezza Brinell devono essere concordati, all'ordinazione, nei limiti dei valori numerici indicati.
3) La prova di trazione deve essere eseguita soltanto su provette di lamiere e nastri dello spessore di mm 0,3 in su.
4) Le lamiere e i nastri di spessore inferiore a mm 0,3 non permettono una esatta determinazione della durezza.

Leghe di alluminio, secondo DIN 1713.

Lamiera e nastro in leghe d'alluminio vedi DIN....

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

DK 669.71-462 | Norme tedesche | Settembre 1938

Tubo in leghe d'alluminio

Condizioni tecniche di fornitura

DIN Norme preliminari **1746**

Questa tabella appare in un primo tempo a titolo di norma preliminare, perchè non contiene per ora che le indicazioni numeriche più importanti. Sarà completata più tardi da ulteriori indicazioni relative ai prelevamenti di campioni, alle prove, ecc.

Lega	Denominazione	Stato		Resistenza alla trazione σ_B kg/mm² valori minimi	Carico al limite di snervamento $\sigma_{0,2}$ kg/mm² valori minimi	Allungamento alla rottura δ_{10} % valori minimi	Durezza Brinell H possibilmente con $P = 5\ D^2$ kg/mm² valori medi
Al-Cu-Mg	Al-Cu-Mg w	Lega normale	ricotta [1]	—	—	—	sotto 70
	Al-Cu-Mg F 38		bonificata	38	25	13	100
	Al-Cu-Mg F 44	Lega ad alta resistenza	bonificata	44	30	8	110
	Al-Cu-Mg F 48		bonificata e incrudita	48	36	6	115
Al-Cu	Al-Cu w	ricotta [1]		—	—	—	sotto 70
	Al-Cu F 30	bonificata		30	16	15	70
	Al-Cu F 38	bonificata		38	23	12	100
Al-Mg-Si	Al-Mg-Si F 11	ricotta		11	5	15	30
	Al-Mg-Si F 20	bonificata		20	10	12	50
	Al-Mg-Si F 28	bonificata		28	16	10	70
	Al-Mg-Si F 32	bonificata e incrudita		32	28	3	100
Al Mg 3	Al-Mg 3 F 18	ricotta		18	8	15	45
	Al-Mg 3 F 22	semicruda		22	13	7	65
Al Mg 5	Al-Mg 5 F 22	ricotta		22	9	15	55
	Al-Mg 5 F 25	semicruda		25	15	8	70
Al Mg 7	Al-Mg 7 F 30	ricotta		30	14	15	70
	Al-Mg 7 F 34	semicruda		34	19	8	90
Al Mg 9	Al-Mg 9 F 35	ricotta		35	16	14	80
	Al-Mg 9 F 38	semicruda		38	25	8	95
Al-Mg-Mn	Al-Mg-Mn F 18	ricotta		18	8	15	50
	Al-Mg-Mn F 22	semicruda		22	13	4	55
	Al-Mg-Mn F 24	cruda		24	20	3	65
Al-Si	Al-Si F 15	semicruda [2]		15	12	3	50
	Al-Si F 18	cruda [2]		18	15	2	60
Al-Mn	Al-Mn F 10	ricotta		10	4	20	20
	Al-Mn F 12	semicruda		12	10	5	35
	Al-Mn F 16/15	cruda [2]		16	13	3	40
		cruda [3]		15	12	3	40

1) Questi tubi allo stato « ricotto » non sono destinati ad un impiego diretto. Servono come materiali di partenza per lavori di deformazione. I pezzi così fabbricati devono essere bonificati per ottenere una elevata resistenza.
2) Fino a pareti dello spessore di 3 mm.
3) Per pareti dello spessore sopra i 3 fino ai 6 mm.

I valori numerici suddetti si riferiscono soltanto a tubi in leghe di alluminio secondo DIN 1795.

Leghe di alluminio secondo DIN 1713.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

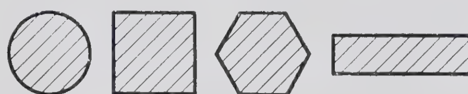
DK 669.71-42 Norme tedesche Settembre 1938

Barre piene in leghe di alluminio

Condizioni tecniche di fornitura

DIN Norme preliminari **1747**

Questa tabella appare in un primo tempo a titolo di norma preliminare, perchè non contiene per ora che le indicazioni numeriche più importanti. Sarà completata più tardi da ulteriori indicazioni relative ai prelevamenti di provette, alle prove, ecc.



ecc.

Lega	Denominazione	Stato		Sezione mm²	Resistenza alla trazione σ_B kg/mm² valori minimi	Carico al limite di snervamento $\sigma_{0,2}$ kg/mm² valori minimi	Allungamento alla rottura δ_{10} % valori minimi	Durezza Brinell H possibilmente con $P = 5\ D^2$ kg/mm² valori medi
Al-Cu-Mg	Al-Cu-Mg w	Lega normale	ricotta 1)	tutte	—	—	—	sotto 70
	Al-Cu-Mg p		cruda di estrusione 1)	tutte	—	—	—	sotto 70
	Al-Cu-Mg F 38/33		bonificata	fino a 2000	38	25	12	sotto 100
				sopra 2000 fino a 11300	33	22	8	90
	Al-Cu-Mg F 42/40	Lega ad alta resistenza	bonificata	fino a 2000	42	28	10	100
				sopra 2000 fino a 11300	40	25	6	100
	Al-Cu-Mg F 48		bonificata e incrudita	fino a 2000	48	36	6	115
Al-Cu	Al-Cu F 30	bonificata		fino a 2000	30	16	12	70
	Al-Cu F 38/33	bonificata		fino a 2000	38	23	10	100
				sopra 2000 fino a 11300	33	20	8	90
Al-Mg-Si	Al Mg-Si F 11	ricotta		tutte	11	5	15	30
	Al-Mg-Si F 13	cruda di estrusione		tutte	13	9	10	40
	Al-Mg-Si F 20	bonificata		fino a 5000	20	10	10	50
	Al-Mg-Si F 25	bonificata		fino a 2000	25	15	10	60
				sopra 2000 fino a 5000	25	15	8	60
	Al-Mg-Si F 28	bonificata e incrudita		fino a 2000	28	18	10	70
	Al-Mg-Si F 32	bonificata e incrudita			32	26	3	90
Al-Mg 3	Al-Mg 3 F 18	ricotta		tutte	18	8	15	45
	Al-Mg 3 F 22	semicruda		fino a 2000	22	14	8	65
Al-Mg 5	Al-Mg 5 F 22	ricotta		tutte	22	9	15	55
	Al-Mg 5 F 25	semicruda		fino a 2000	25	12	8	70
Al-Mg 7	Al-Mg 7 F 30	ricotta		fino a 5000	30	14	15	65
	Al-Mg 7 F 34	semicruda		fino a 1000	34	20	8	90
Al-Mg 9	Al-Mg 9 F 35	ricotta		fino a 5000	35	16	14	80
	Al-Mg 9 F 38	semicruda		fino a 1000	38	27	8	95
Al-Mg-Mn	Al-Mg-Mn F 18	ricotta		tutte	18	8	12	50
	Al-Mg-Mn F 20	cruda di estrusione		tutte	20	8	10	50
	Al-Mg-Mn F 22	semicruda		fino a 1000	22	14	6	55
Al-Si	Al-Si F 12	ricotta		tutte	12	6	15	40
	Al-Si F 13	cruda di estrusione		tutte	13	8	6	40
	Al-Si F 15	semicruda		fino a 1000	15	12	5	50
Al-Mn	Al-Mn F 9	ricotta		tutte	9	4	15	20
	Al-Mn F 10	cruda di estrusione		tutte	10	6	12	20
	Al-Mn F 12	semicruda		fino a 1000	12	10	5	35
	Al-Mn F 16/15	cruda		fino a 500	16	13	3	45
				sopra 500 fino a 1000	15	12	3	40

1) Queste barre piene allo stato «ricotto» o «crudo di estrusione» non sono destinate ad un impiego diretto. Servono come materiali di partenza per lavori di forgiatura.

I pezzi così fabbricati devono essere bonificati per ottenere proprietà di elevata resistenza.

Le barre fino a 500 mm² di sezione possono essere strappate intere. In caso di sezioni maggiori, le provette devono essere prelevate dalla zona centrale fino a 2000 mm², al di sopra dei 2000 mm² alla distanza di 1/3 del diametro dalla periferia e rispettivamente di 1/3 del lato per le barre quadre, in direzione della lunghezza. La provetta deve avere un diametro di almeno 10 mm o una sezione di almeno 78,5 mm².

Leghe di alluminio secondo DIN 1713.

Barre quadrangolari trafilate in lega d'alluminio secondo DIN 1796.
Barre esagonali trafilate in lega d'alluminio secondo DIN 1797.
Barre tonde trafilate in lega d'alluminio secondo DIN 1798.
Barre tonde pressate in lega d'alluminio secondo DIN 1799.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

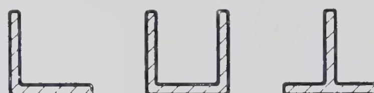
DK 669.71-42 | Norme tedesche | Settembre 1938

Profilati in leghe d'alluminio

Condizioni tecniche relative alla fornitura

DIN Norme preliminari **1748**

Questa tabella appare in un primo tempo a titolo di norma preliminare, perchè non contiene per ora che le indicazioni numeriche più importanti. Sarà completata più tardi da ulteriori indicazioni relative ai prelevamenti di provette, alle prove, ecc.



ecc. con ali dello spessore da 2 a 10 mm.

Lega	Denominazione	Stato		Resistenza alla trazione σ_B kg/mm² valori minimi	Carico al limite di snervamento $\sigma_{0,2}$ kg/mm² valori minimi	Allungamento alla rottura δ_{10} % valori minimi	Durezza Brinell H possibilmente con P = 5 D² kg/mm² valori medi
Al-Cu-Mg	Al-Cu-Mg p	Lega normale	cruda di estrusione 1)	—	—	—	sotto 70
	Al-Cu-Mg F 38		bonificata	38	25	12	100
	Al-Cu-Mg F 44	Lega ad alta resistenza	bonificata	44	30	10	110
Al-Cu	Al-Cu F 30	bonificata 2)		30	16	12	70
	Al-Cu F 38	bonificata 2)		38	23	10	100
Al-Mg-Si	Al-Mg-Si F 11	ricotta		11	5	15	30
	Al-Mg-Si F 13	cruda di estrusione		13	9	10	40
	Al-Mg-Si F 20	bonificata		20	10	12	60
	Al-Mg-Si F 25	bonificata		25	15	10	60
Al-Mg 3	Al-Mg 3 F 18	cruda di estrusione		18	8	14	45
Al-Mg 4	Al-Mg 5 F 22	cruda di estrusione		22	9	12	55
Al-Mg 7	Al-Mg 7 F 30	cruda di estrusione		30	14	12	70
Al-Mg 9	Al-Mg 9 F 35	pressata e trattata		35	16	12	80
Al-Mg-Mn	Al-Mg-Mn F 18	cruda di estrusione		18	8	14	45
Al-Mn	Al-Mn F 10	cruda di estrusione		10	4	12	20

1) Questi profilati allo stato « crudo di estrusione » non sono destinati ad un impiego diretto. Servono come materiali di partenza per lavori di forgiatura. I pezzi così fabbricati devono essere bonificati per ottenere un'elevata resistenza meccanica.

2) Soltanto per sezioni fino a 2000 mm².

Leghe di alluminio secondo DIN 1713.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

DK 669.71-462 Norme tedesche Settembre 1938

Tubi di alluminio
Condizioni tecniche di fornitura

DIN Norme preliminari 1789

Questa tabella appare in un primo tempo a titolo di norma preliminare, perchè non contiene per ora che le indicazioni numeriche più importanti. Sarà completata più tardi da ulteriori indicazioni relative ai prelevamenti di provette, alle prove, ecc.

Denominazione	Spessore della parete mm	Resistenza alla trazione σ_B kg/mm² valori minimi [1])	Allungamento alla rottura δ_{10} % valori minimi	Durezza Brinell H possibilmente con $P = 5 D^2$ kg/mm² valori medi
Al 99,7 F 7 Al 99,5 F 7	tutte le dimensioni	7	22 [2])	18
Al 99,7 F 9 Al 99,5 F 9	tutte le dimensioni	9	5	26
Al 99,7 F 13 Al 99,5 F 13	sotto 1,5	13	2	35
Al 99 F 8 Al 98/99 F 8	tutte le dimensioni	8	20 [2])	20
Al 99 F 10 Al 98/99 F 10	tutte le dimensioni	10	4	28
Al 99 F 14 Al 98/99 F 14	sotto 1,5	14	2	37

1) Per l'alluminio avente un titolo maggiore di 99,5 la resistenza alla trazione ha un valore soltanto approssimativo.

2) I valori numerici suddetti si riferiscono soltanto al tubo di alluminio secondo DIN 1794.

Alluminio puro per semilavorati secondo DIN 1712 - Tab. 3.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

DK 669.71-42 Norme tedesche Settembre 1938

Barre di alluminio

Condizioni tecniche di fornitura

DIN Norme preliminari **1790**

Questa tabella appare in un primo tempo a titolo di norma preliminare, perchè non contiene per ora che le indicazioni numeriche più importanti. Sarà completata più tardi da ulteriori indicazioni relative ai prelevamenti di provette, alle prove, ecc.

A. Barre piene



Denominazione	Diametro o apertura della chiave	Resistenza alla trazione σ_B kg/mm² valori minimi 1)	Allungamento alla rottura δ_{10} % valori minimi	Durezza Brinell H possibilmente con $P = 5\ D^2$ kg/mm² valori medi
Al 99,7 F 7 Al 99,5 F 7	tutte le dimensioni	7	22 2)	18
Al 99,7 F 9 Al 99,5 F 9	fino a 25	9	6	26
Al 99,7 F 11 Al 99,5 F 11	fino a 18	11	5	30
Al 99,7 F 13 Al 99,5 F 13	fino a 10	13	3	35
Al 99,7 F 17 Al 99,5 F 17	fino a 3	17	2	—
Al 99 F 8 Al 98/99 F 8	tutte le dimensioni	8	22 2)	20
Al 99 F 10 Al 98/99 F 10	fino a 30	10	5	28
Al 99 F 12 Al 98/99 F 12	fino a 18	12	4	32
Al 99 F 14 Al 98/99 F 14	fino a 10	14	3	37
Al 99 F 18 Al 98/99 F 18	fino a 3	18	2	—

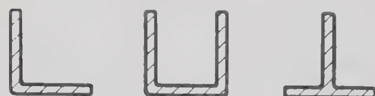
I valori numerici valgono per barre piatte fino allo spessore di mm. 3 con un rapporto fra larghezza e spessore di almeno 7; sopra lo spessore di 3 mm con un rapporto di almeno 6. Negli altri casi i valori numerici devono essere concordati di volta in volta.



Al 99,7 F 7 Al 99,5 F 7	spessore fino a 20	7	20 2)	18
Al 99,7 F 9 Al 99,5 F 9	spessore fino a 10	9	6	26
Al 99,7 F 11 Al 99,5 F 11	spessore fino a 5	11	5	30
Al 99,7 F 13 Al 99,5 F 13	spessore fino a 2	13	4	35
Al 99 F 8 Al 98/99 F 8	spessore fino a 20	8	18 2)	20
Al 99 F 10 Al 98/99 F 10	spessore fino a 10	10	5	28
Al 99 F 12 Al 98/99 F 12	spessore fino a 5	12	4	32
Al 99 F 14 Al 98/99 F 14	spessore fino a 2	14	3	37

Le barre fino a 500 mm² di sezione possono essere strappate intere. In caso di sezioni maggiori, le provette devono essere prelevate, fino a 2000 mm² dalla zona centrale, sopra i 2000 mm² a distanza di 1/3 del diametro o della larghezza dal margine, nel senso della lunghezza. Le provette devono avere almeno un diametro di 10 mm o almeno una sezione di 78,5 mm².

B. Profilati



Al 99,7 F 7 Al 99,5 F 7	tutte le dimensioni	7	20 2)	18
Al 99 F 8 Al 98/99 F 8	tutte le dimensioni	8	18 2)	20

1) Per alluminio avente un grado di purezza più elevato di 99,5, la resistenza alla trazione ha un valore solo approssimativo.

2) Soltanto allo stato non incrudito.

Alluminio puro semilavorato vedi DIN 1712 Tab. 3.
Alluminio trafilato in piatto vedi DIN 1769.
Alluminio pressato in piatto vedi DIN 1770.
Angolari in alluminio pressato vedi DIN 1771.
Barre quadrangolari trafilate in alluminio vedi DIN 1796.
Barre esagonali trafilate in alluminio vedi DIN 1797.
Tondi trafilati in alluminio vedi DIN 1798.
Tondi pressati in alluminio vedi DIN 1799.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

BREVETTI

LEGA A BASE DI ZINCO-ALLUMINIO-MAGNESIO.
De Benedetti Francesco, a Torino. (10-731).

ORGANI COSTRUTTIVI DI METALLO LEGGERO FATTI CON LEGHE A LENTO INDURIMENTO.
Heinkel Ernest., a Warnemunde (Germ.). (10-732).

PROCEDIMENTO PER LA ELIMINAZIONE DI MAGNESIO DA BERILLIO METALLICO.
I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte s. M. (Germ.). (10.732).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI OSSIDO DI ALLUMINIO.
La stessa. (10-732).

OGGETTI DA LEGHE D'ALLUMINIO AVENTI, ACCANTO AD ELEVATE PROPRIETA' DI RESISTENZA MECCANICA, ANCHE CONTEMPORANEAMENTE UNA ELEVATA STABILITA' ALLA CORROSIONE INTERCRISTALLINA NONCHE' ALLA CORROSIONE SOTTO TENSIONE, SPECIALMENTE NEI CONFRONTI DELL'ACQUA MARINA.
La stessa. (10-732).

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI MAGNESIO METALLICO MEDIANTE TRATTAMENTO DI CLORURO DI MAGNESIO CON IDROGENO AD ALTA TEMPERATURA.
Metallgesellschaft A. G., a Francoforte s. M. (Germ.). (10.732).

LEGA DI ALLUMINIO.
Rolls-Royce Ltd., a Derby (Gran Bretagna). (10-733).

PROCEDIMENTO DI ESTRAZIONE DELL'ALLUMINA A PARTIRE DA MATERIE RICCHE DI SILICE COME: SILICATI E MINERALI SILICO-ALLUMINA-CALCARI-SCHISTI O SIMILI, NATURALI OD ARTIFICIALI.
Seailles J. C., a Parigi e *Dyckerhoff W. G. R.*, a Mainz Amòneburg (Germ.) (10-733).

FORNO AD INDUZIONE A BASSA FREQUENZA PER LA FUSIONE DI METALLI E LEGHE METALLICHE, SPECIALMENTE DEL MAGNESIO E DELLE SUE LEGHE.
Vereinigte Deutsche MetallWerke A. G. Zweigniederlassung Basse & Selve, ad Altena Westfalen (Germ.). (10-733).

PROCEDIMENTO PER GETTARE IL MAGNESIO E LE SUE LEGHE IN FORME DI SABBIA UMIDA.
Briske e Prohl e Luschenowyky A., a Berlino. (10-734).

CONCHIGLIA IN ISPECIE PER ESEGUIRE FUSIONI CENTRIFUGATE.
Deutsche Eisenwerke A. G., a Mulheim-Ruhr (Germ.). (10-734).

ANODO PER CELLA ELETTROLITICA PER LA PRODUZIONE DI ALLUMINIO.
Montecatini Soc. Generale per l'Industria Mineraria ed Agricola, a Milano. (10-732).

SPAZZOLA MECCANICA PER PULIRE I METALLI.
Festini B., a Bergamo. (10-734).

APPARECCHIO DI COMPRESSIONE PER ESEGUIRE LA COMPENSAZIONE E LA PLACCATURA DI PEZZI SAGOMATI DI LEGNO ED IN PARTICOLARE DI PEZZI A VOLTA.
Fischer-Schmutz A., a Basilea (Svizzera). (10-734).

INNOVAZIONE NELLE PRESSE PER LA TRAFILATURA DEI METALLI.
Glasner R. W., a Chicago, Ill. (S.U.A.). (10-734).

LEGA PER LA SALDATURA DI METALLI LEGGERI E DI LEGHE DI METALLI LEGGERI.
Weil Valentin, a Bergen-Enkheim, Francoforte (Germ.) (10-736).

LEGA METALLICA DURA A CARBURI DI TUNGSTENO E TITANIO CON AGGIUNTA DI METALLO AUSILIARIO.
Brezzi A., a Torino. (9-656).

PROCEDIMENTO PER ELIMINARE L'ALLUMINIO, IL SILICIO ED IL MANGANESE DALLE LEGHE DEL RAME, DAI RESIDUI METALLICI DI LAVORAZIONI MECCANICHE O DI FUSIONI E DAI ROTTAMI DI LEGHE DI RAME.
Esercizio Stabilimenti «Rifometal» Soc. An., a Torino. (9-656).

PROCEDIMENTO PER LA RIGENERAZIONE, PER MEZZO DI CONVERSIONE, DEI COMPONENTI DELLE LEGHE METALLICHE CONTENENTI COSTITUENTI VOLATILI ED INOSSIDABILI CON BASSO CALORE DI OSSIDAZIONE.
La stessa. (9-656).

CARCASSA PER FORNI DI ELETTROLISI DELL'ALLUMINA.
Guermani Alberto. (9-656).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI BERILLIO REGOLINICO.
I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte s. M. (Germ.). (9-657).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI CORPI METALLICI POROSI.
La stessa. (9-657).

PERFEZIONAMENTI AGLI APPARECCHI PER ESPELLERE METALLO.
W. T. Glover and Company Ltd., a Manchester (Gran Bretagna). (9-657).

LEGHE A BASE DI RAME.
Westinghouse Electric e Manufacturing Co., ad East Pittsburg, Pa. (S.U.A.). (9-657).

PERFEZIONAMENTI AGLI APPARECCHI PER ESPELLERE METALLO.
W. T. Glover and Company Ltd., a Manchester (Gran Bretagna). (9-657).

LEGHE A BASE DI RAME.
Westinghouse Electric & Manufacturing Company, ad East Pittsburgh, Pa. (S.U.A.). (9-657).

ACCIAI RAPIDI.

Robert Zapp Società in Accomandita, a Milano. (9-657).

PROCEDIMENTO PER AGGIUNGERE DEL PIOMBO ALL'ACCIAIO.

Inland Steel Company, a Chicago. Ill. (S.U.A.) (9-658).

PROCEDIMENTO PER PERFEZIONARE LA LAVORAZIONE DEI METALLI SENZA ASPORTAZIONE DI TRUCIOLI MEDIANTE TRAFILATURA.

Metallgesellschaft Aktiengesellschaft, a Francoforte s. M. (Germ.). (9-658).

NUOVI METODI DI TRATTAMENTO DI ALCUNI MINERALI PER FACILITARE L'ESTRAZIONE DEI COSTITUENTI IN ESSI CONTENUTI.

Blanc Gian Alberto, a Roma e *Jourdan Felix,* a Voiron, Isère (Francia). (10-731).

PERFEZIONAMENTO NELLA FABBRICAZIONE DI LAMINE E FOGLI DI ZINCO.

Tainton Urlyn Clifton, a Baltimore, Maryland (S.U.A.). (9-659).

PROCEDIMENTO E DISPOSITIVO PER LA LAVORAZIONE DI METALLI FACILMENTE OSSIDABILI IN MACCHINE PER GETTO SOTTO PRESSIONE CON CAMERA DI PRESSIONE FREDDA.

Wagner Karl Friedrich, a Friedrichshafen a. B. (Germ.). (9-659).

MULINO PER LA LAVORAZIONE CONTINUA DI MINERALI, SCORIE METALLICHE E SIMILI, A GRADUAZIONE REGOLABILE DEL GRADO DI MACINAZIONE.

Balsari Giannino, a Milano. (10-731).

PERFEZIONAMENTO ALLE LEGHE DI PALLADIO E RUTENIO.

De Benedetti Francesco, a Torino. (10-731).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI GHISA IN FORNI DI FUSIONE A TINO.

Deutsche Eisenwerke Aktiengesellschaft, a Mülheim, Ruhr (Germ.). (10-731).

PROCEDIMENTO PER LA FABBRICAZIONE DI LAMIERE PLACCATE DI ALTO PREGIO.

Deutsche Rohrenwerke Aktiengesellschaft, a Düsseldorf (Germ.). (10-731).

PERFORATRICE ROTATIVA AD ALTA VELOCITA' CON COMANDO AD ARIA COMPRESSA E INEZIONE D'ACQUA.

Fabbrica Italiana Apparecchi Pneumatici, a Torino. (10-731).

LEGA DURISSIMA PER UTENSILI DA TAGLIO.

Fried. Krupp Aktiengesellschaft, a Essen (Germ.). (10-731).

PROCEDIMENTO ED APPARECCHIO PER LA SEPARAZIONE DI MISCUGLI DI POLVERI MINERALI.

Gioannini Mario, a Torino. (10-731).

PROCESSO PER LA RIDUZIONE DEI COMPOSTI DEL CROMO.

Great Western Electrochemical Company, a S. Francisco California (S.U.A.). (10-731).

CONDENSATORE RETTIFICATORE INDUSTRIALE CON RECUPERO DI CALORE PER VAPORI DI ZOLFO OTTENUTI MEDIANTE DISTILLAZIONE DEL METALLOIDE DA MINERALE SOLFIFERO.

Gualtieri Roberto, a Caltanissetta. (9-656).

PROCEDIMENTO PER L'ESERCIZIO DI FORNI DI FUSIONE A TINO.

Deutsche Eisenwerke Aktiengesellschaft, a Mülheim-Ruhr (Germ.). (9-656).

PROCESSO PER IL TRATTAMENTO DEI MINERALI DI CROMO.

Great Western Electrochemical Company, a S. Francisco California (S.U.A.). (10-731).

PRERISCALDATORE DI CORRENTI GASSOSE PER FORNI DI DISTILLAZIONE DI MINERALE SOLFIFERO E ROCCE BITUMINOSE.

Gualtieri Roberto, a Caltanissetta. (9-656).

CARCASSA PER FORNI DI ELETTROLISI DELL'ALLUMINA.

Guermani Alberto, a Firenze. (9-656).

PERFEZIONAMENTO AL TRATTAMENTO DI MINERALI DI FERRO PER LA SUSSEGUENTE RIDUZIONE.

H. A. Brassert & Co. Ltd. Company, a Londra. (9-656).

PERFEZIONAMENTO ALLA FABBRICAZIONE DELL'ACCIAIO.

H. A. Brassert & Co. Ltd. Company, a Londra. (9-656).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI CORPI METALLICI POROSI.

I. G. Farbenindustrie Aktiencesellschaft, a Francoforte s. M. (Germ.). (9-657).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI ZINCO.

I. G. Farbenindustrie Aktiengesellschaft, a Francoforte sul Meno (Germ.). e *Duisburger Kupferhuette,* a Duisburg (Germ.). (9-657).

PROCEDIMENTO PER AGGIUNGERE DEL PIOMBO ALL' ACCIAIO.

Inland Steel Company, a Chicago-Ill. (S.U.A.). (9-657).

APPARECCHIO ELETTROMAGNETICO A ROTAZIONE PER LA CERNITA DEI MINERALI DI FERRO DALLE SABBIE.

Liguori Giovanni, a Roma. (9-657).

PROCEDIMENTO PERFEZIONATO PER LA FABBRICAZIONE DELL'ACCIAIO.

Metha Faredon Pirojsha, a Bombay (India Inglese). (9-657).

SISTEMA DI GALVANOSTEGIA SENZA VASCA.

Migliavacca Aldo, a Torino. (9-657).

PERFEZIONAMENTO NEL METODO PER AUMENTARE LA RESISTENZA ALLA CORROSIONE DI SUPERFICI METALLICHE PER TRATTAMENTO CON VAPORI DI ACIDO CROMICO.

Patents (the) Corporation, a Detroit, Michigan (S.U.A.). (9-657).

PROCEDIMENTO PER DIMINUIRE LA VELOCITA' DI REAZIONE DELLA POLVERE DI ZINCO.

Siemens & Halske Aktiengesellschaft, a Berlin-Siemensstadt. (9-657).

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

I. - MATERIE PRIME E PROCESSI DI FABBRICAZIONE.

II. - PROPRIETA' DEI METALLI E DELLE LEGHE:
- *a*) Fisiche
- *b*) Meccaniche
- *c*) Strutturali (metallografiche).

III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE:
- *a*) Ricerche sulla corrosione
- *b*) Trattamenti superficiali.

IV. - ANALISI CHIMICA E SPETTROSCOPICA

V. - TRATTAMENTI TERMICI:
- *a*) Forni
- *b*) Modalità, caratteristiche, applicazioni.

VI. - APPARECCHI SCIENTIFICI E DI MISURA. MISURE INDUSTRIALI.

VII. - TECNOLOGIA:
- *a*) Fonderia
- *b*) Lavorazione plastica
- *c*) Lavorazione all'utensile
- *d*) Saldatura e chiodatura
- *e*) Pulitura e decapaggio.

VIII. - APPLICAZIONI ELETTRICHE.

IX. - IMPIEGHI INDUSTRIALI:
- *a*) Architettura, edilizia, decorazione
- *b*) Trasporti
- *c*) Industrie chimiche ed alimentari
- *d*) Grossa e piccola meccanica
- *e*) Varie.

X. - MISCELLANEA.

RIASSUNTI

I. - MATERIE PRIME E PROCESSI DI FABBRICAZIONE

D. PEKAR - Ricerca delle bauxiti mediante misure di magnetismo terrestre - «Matematikai ès Termèszettudomànyi Ertesitö» (Rivista di Matematica e Scienze naturali, dell'Accademia Ungherese delle Scienze) Vol. LVI, p. I. pp. 215-226 (1938).

Le bauxiti ungheresi, fortemente ferrifere a detta dell'A. hanno una suscettibilità magnetica $= 45 \times 10^{-6}$ unità CGS; esse perciò appartengono alle sostanze poco magnetizzabili, il che si spiega colla presenza in esse di composti di Fe scarsamente magnetici e richiede misure geomagnetiche accurate.

Gli strumenti usati furono: per l'intensità verticale, la «Vertikal-Feldwaage», delle «Askania-Werke» di Berlino e per l'intensità orizzontale, due variometri secondo Kohlrausch. L'A. si dilunga a riferire tutti i particolari delle misure, intesi sopratutto ad evitare errori sia strumentali, sia dovuti alla variazione del magnetismo terrestre, dato il piccolo effetto dovuto veramente alle bauxiti. Ecco le coordinate geografiche della stazione registratrice centrale di riferimento, disposta in prossimità della miniera di bauxite di Gànt, zona prescelta per le ricerche:

latitudine $= 47° 22' 1{,}9''$ e longitudine $= 36° 3' 30{,}4''$ dalla isola di Ferro.

Poichè le ricerche si estesero su piccola zona, i calcoli delle anomalie nel magnetismo terrestre, riferiti ai valori normali già calcolati dall'A. per l'Ungheria con formole proprie, si poterono semplificare parecchio. I valori normali risultarono così per la stazione di riferimento sopradetta i seguenti:

$H_o = 0{,}20968$ unità CGS $\quad V_o = 0{,}40650$ unità CGS

dove H_o, V_o sono le intensità normali risp. orizzontale e verticale.

Le anomalie rispetto a tali valori, causate dalla presenza di masse debolmente magnetiche nel sottosuolo, si manifestarono *crescenti* sopratutto in direzione da Sud a Nord, per cui le sezioni geologiche furono dall'A. disposte in tale direzione. (V. le figure). Nel contempo l'A. ebbe cura di disporre le dette sezioni in corrispondenza di giacimenti di bauxite variabili nella profondità, nella potenza, nella qualità e nel tenore in Fe. Ma a questo proposito l'A. avverte che gli strati sovrapposti alla bauxite e l'ocra gialla presente in certe sezioni contengono anch'essi degli abbondanti composti di Fe: *inoltre la percentuale di Fe non determina affatto obbligatoriamente la capacità di magnetizzazione d'una sostanza nè ci permette di trarre conclusioni numeriche.* Ciò infatti sarebbe possibile soltanto qualora il Fe fosse presente allo stato metallico. Perchè la suscettibilità magnetica dipende in prima linea dalla specie è tipo di composti di Fe esistenti nella sostanza in questione.

Le determinazioni magnetiche si fecero lungo le sezioni determinate topograficamente a distanze di 50-100 m, sopra i limiti dei giacimenti di bauxite invece a distanze di 12,5-25 m.

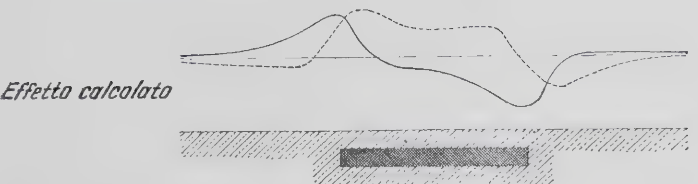
In totale si misurarono 6 sezioni in direzione Sud-Nord, col massimo di particolari. Le singole sezioni sono contraddistinte (v. fig.) da numeri romani, le stazioni d'una sezione da numeri arabi. La lunghezza totale è di km 7,5 con un totale di 181 stazioni, in ciascuna delle quali s'è misurata tanto l'intensità orizzontale quanto quella verticale; oltre a ciò s'eseguirono altre 244 misurazioni supplementari per taratura, confronti, registrazione degli strumenti e simili, cosicchè si fecero in definitiva non meno di 690 misure per calcolare convenientemente i dati delle 181 stazioni. Non si tenne conto dei dislivelli del terreno lungo le singole sezioni; la scala è uguale tanto in senso orizzontale che in senso verticale, e cioè 1 : 800.

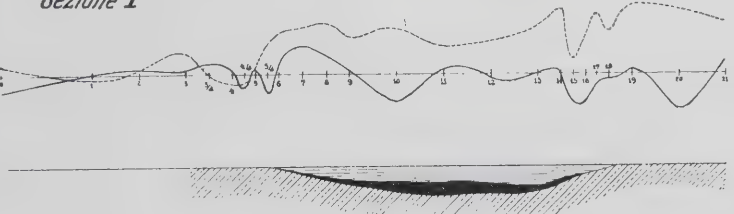
Dati riferentisi alle sezioni:

Sez. I: stazioni N° 25, lunghezza km 0,775. Lo strato eocenico al di sopra della bauxite contiene 27-29% di Fe_2O_3.

Sez. II: staz. N° 22; lungh. km 0,550. La bauxite qui affiora immediatamente sotto l'*humus* e solo all'estremità Sud si ha dello strato ricoprente. Fe_2O_3 nella bauxite: 15-20%.

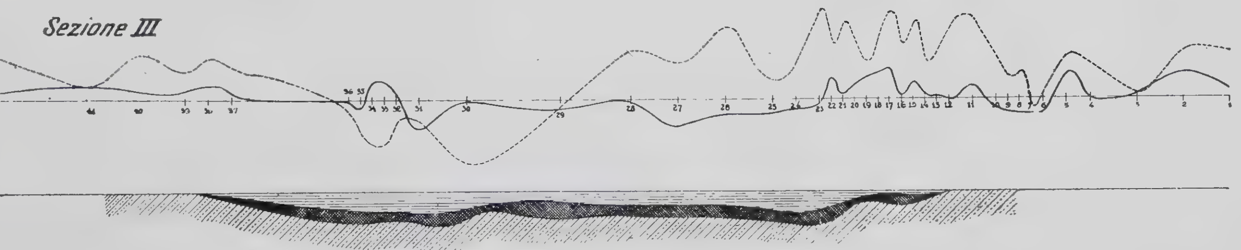
Risultati delle misure geomagnetiche eseguite nei dintorni delle miniere di bauxite di Gánt (Ungheria), nel 1932-1933.



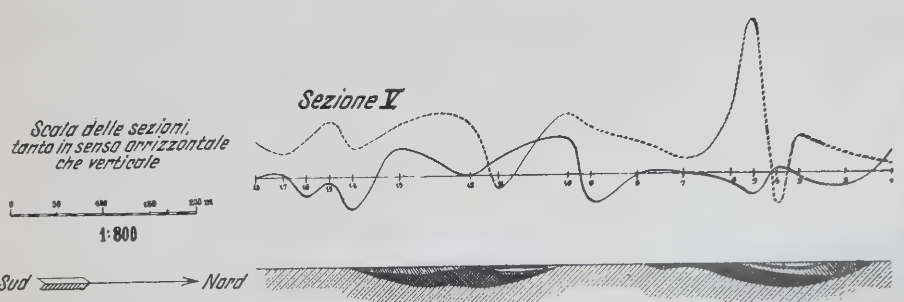


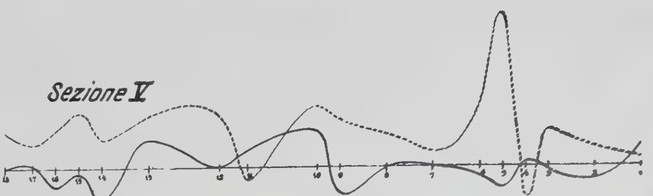
Sezione II

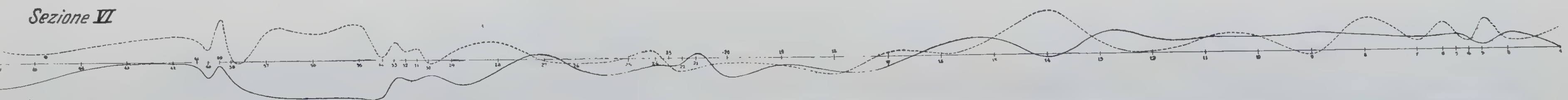
Tutte le sezioni dalla I alla V sono state riprodotte in grandezza naturale, quindi sono in iscala 1 : 800; la sez. VI per ragioni tipografiche si dovette ridurre di circa 1/4 della sua lunghezza originaria e la scala s'è corrispondentemente alterata (N. d. rel.).



Sezione IV







Budapest 1933 julius 12

Valori normali rilevati alla stazione registratrice di riferimento R: $H_0 = 0.20968$ CGS. $V_0 = 40650$ CGS.

F-F

S-767

S-766

F

F

765

TPS-6

TPS-3

E

E

TPS-4

Nuovo

Mont

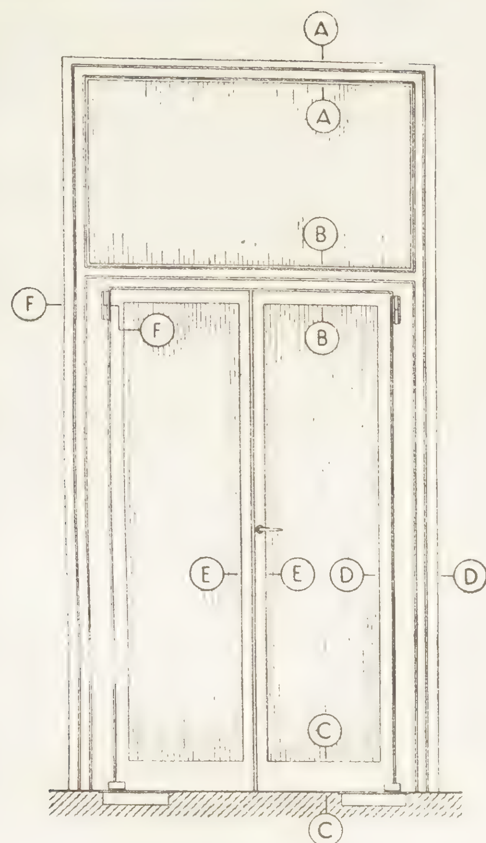
(corp

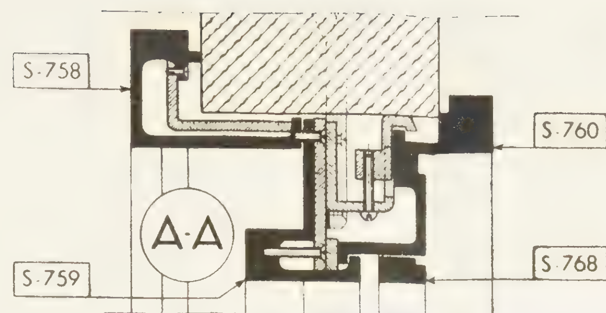
Porte degl

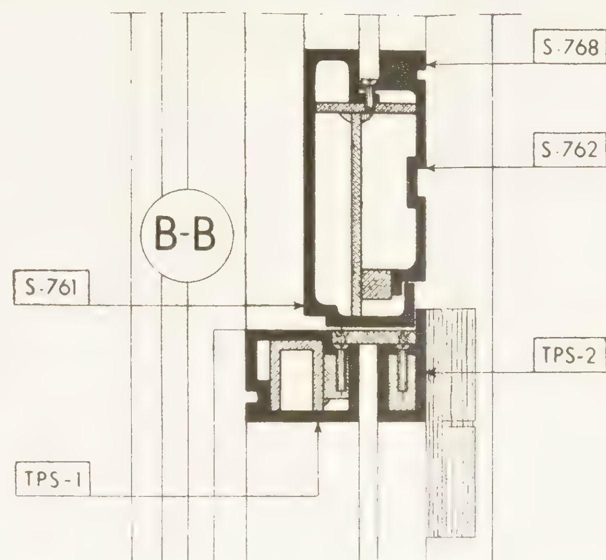
eseguite

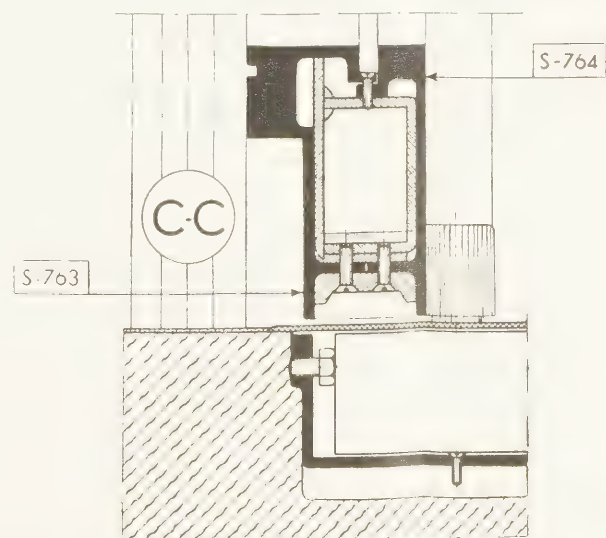
Antic

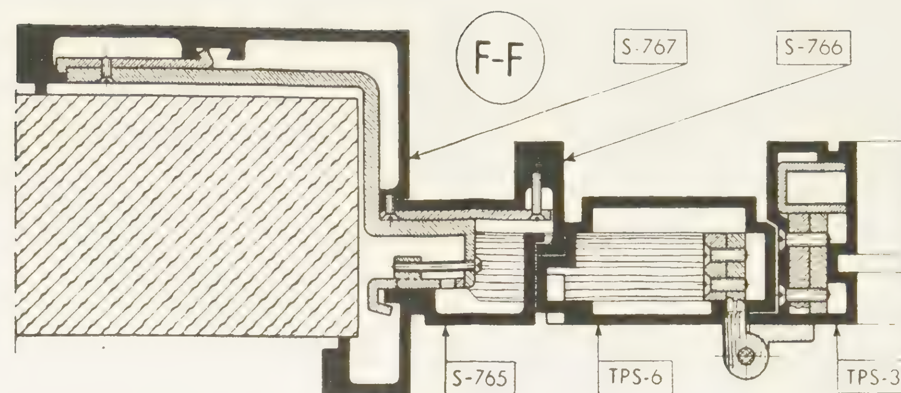
ossidati

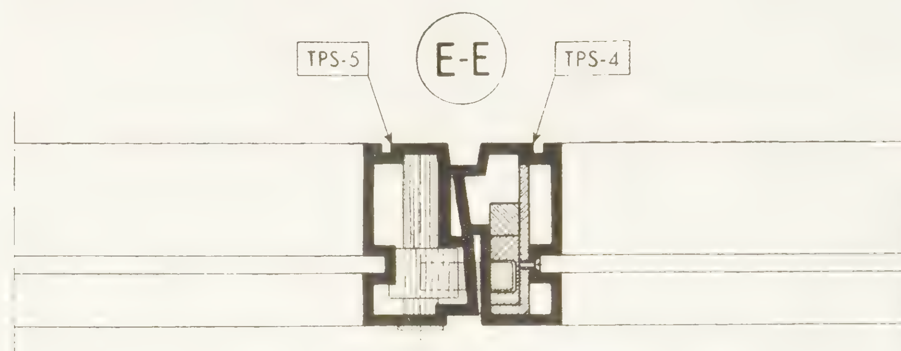


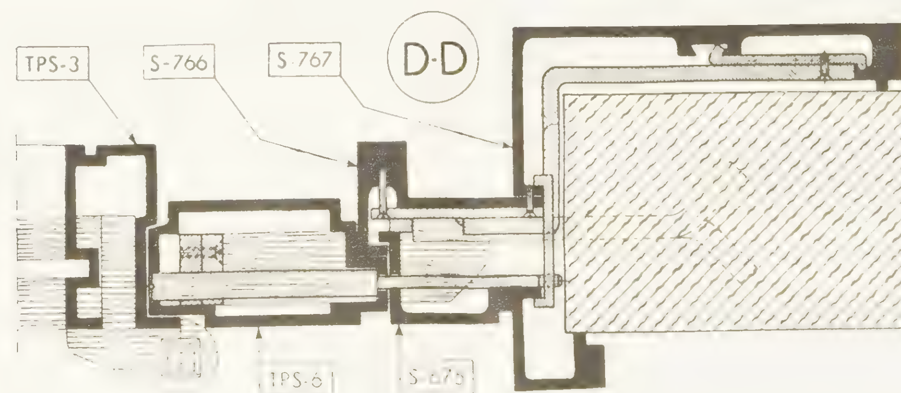






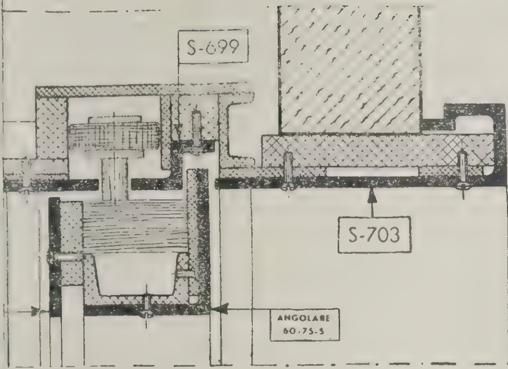


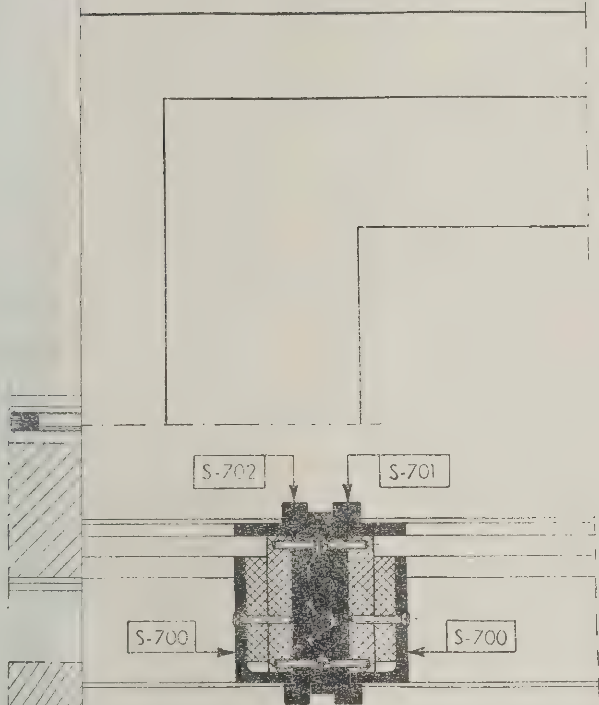


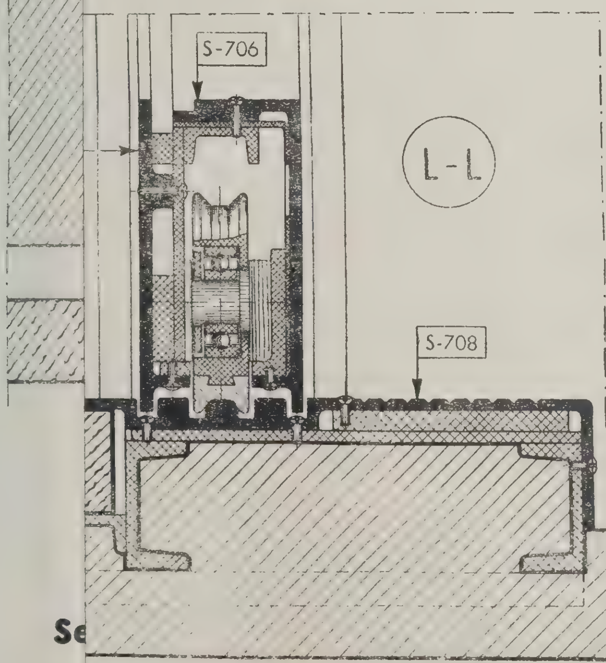


Nuovo Palazzo Montecatini
(corpo centrale)

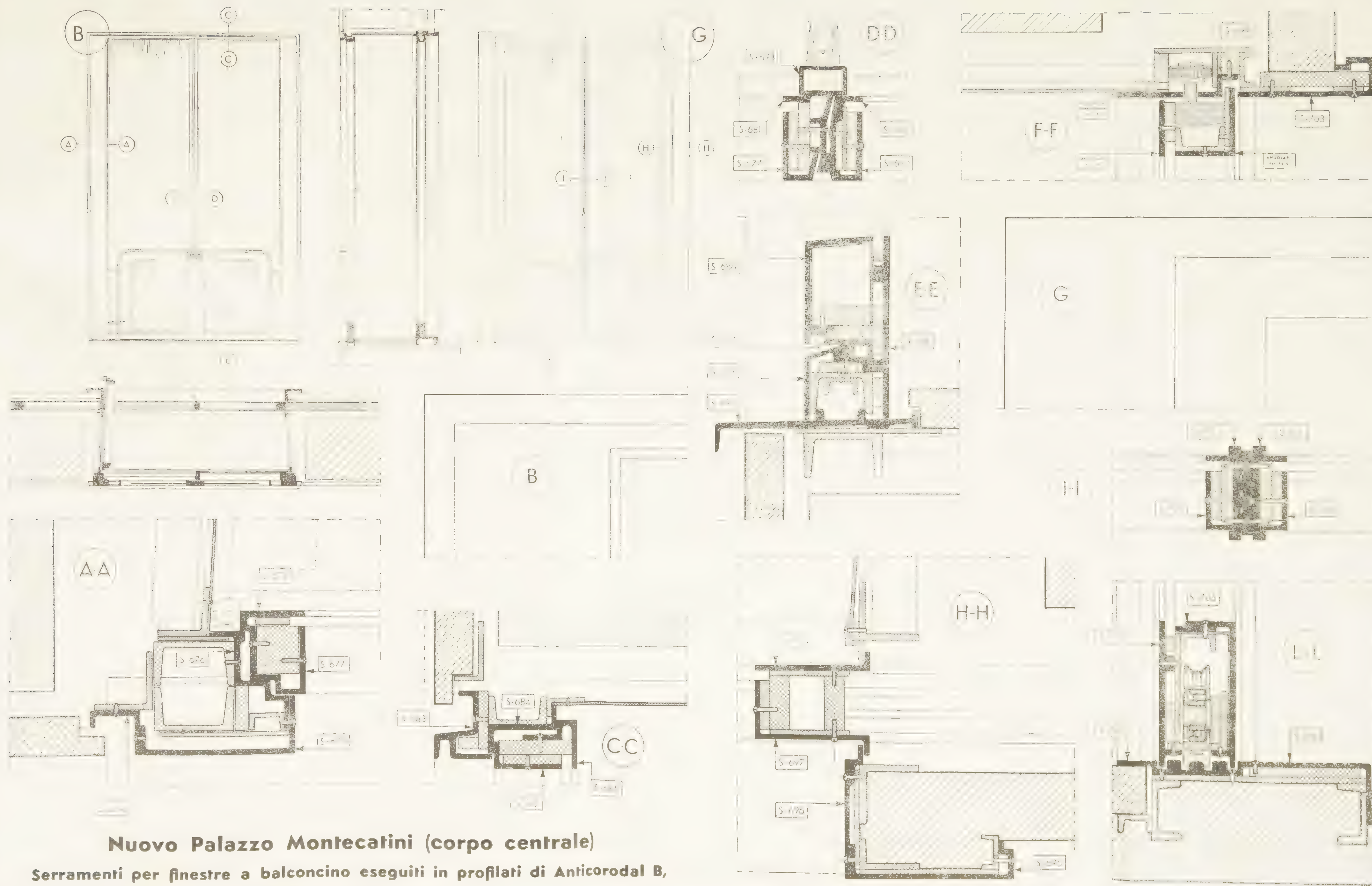
Porte degli Uffici Dirigenti eseguite in profilati di Anticorodal B, ossidati anodicamente.





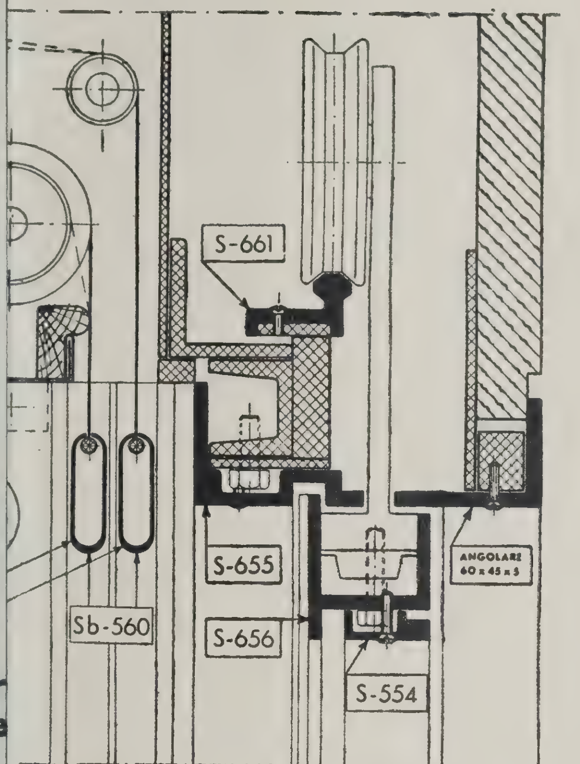


Se



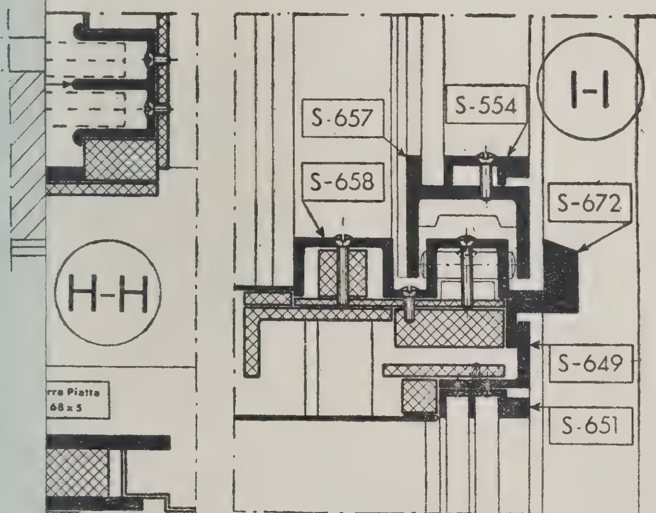
Nuovo Palazzo Montecatini (corpo centrale)

Serramenti per finestre a balconcino eseguiti in profilati di Anticorodal B, ossidati anodicamente.

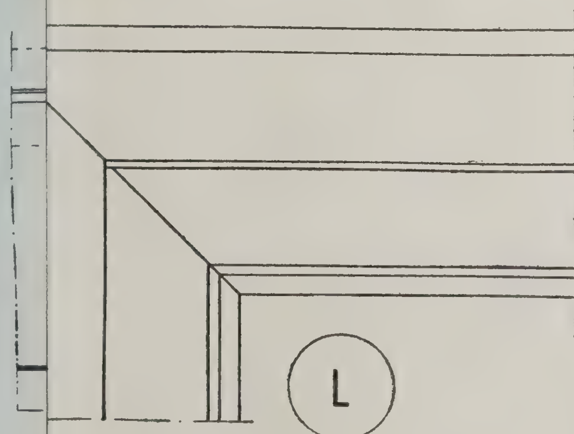


S-661
S-655
ANGOLARE
60 x 45 x 5
Sb-560
S-656
S-554

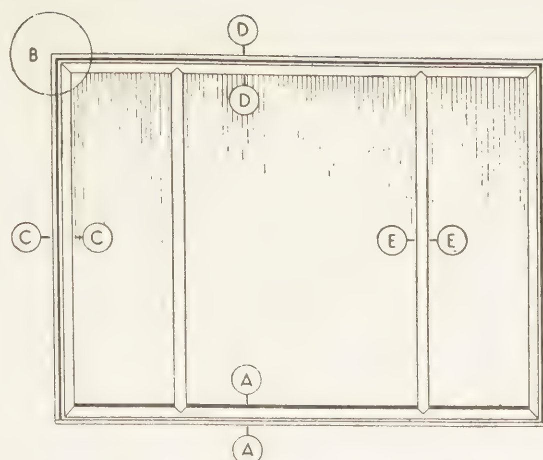
Ser
ese

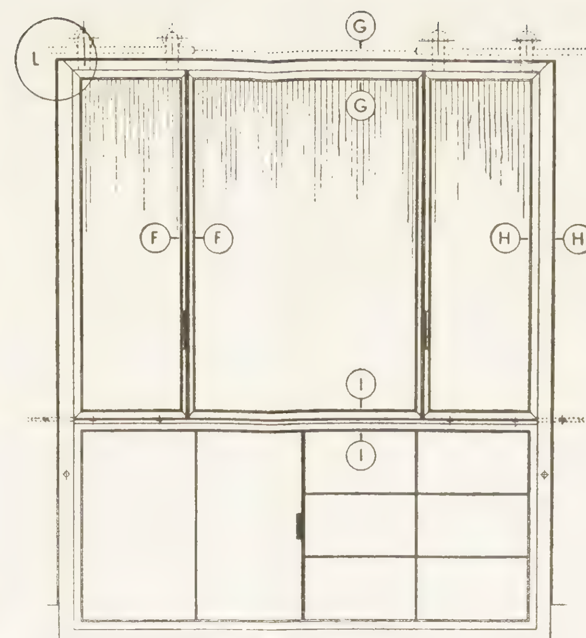


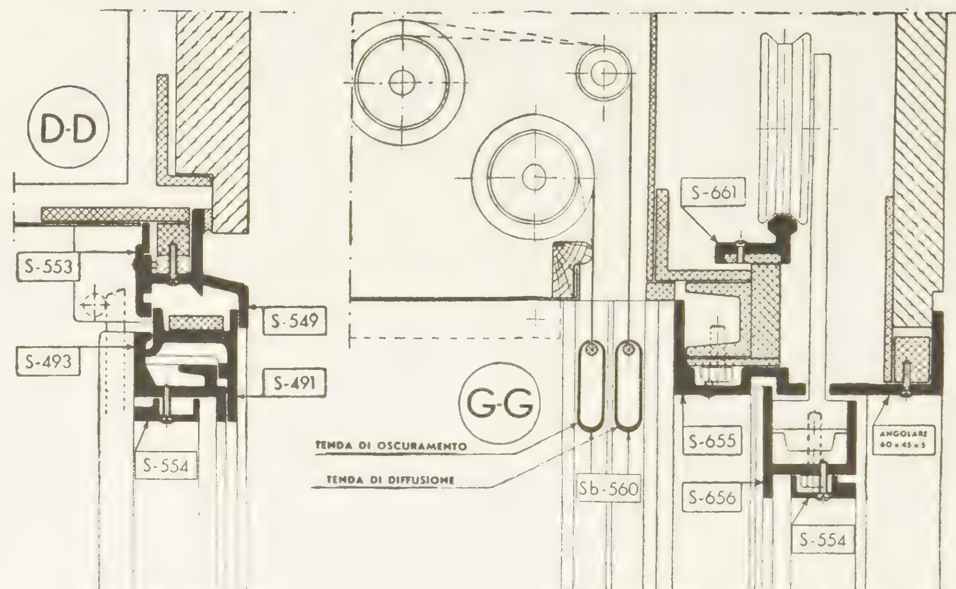
I-I
S-657
S-554
S-658
S-672
H-H
S-649
S-651



L





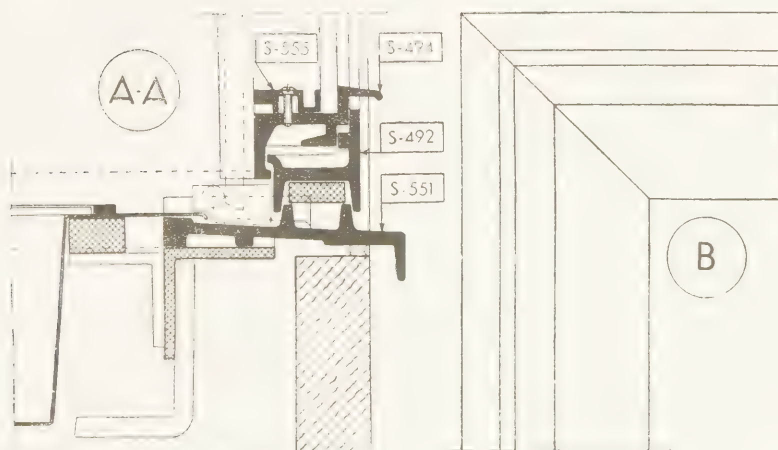


Nuovo Palazzo Montecatini

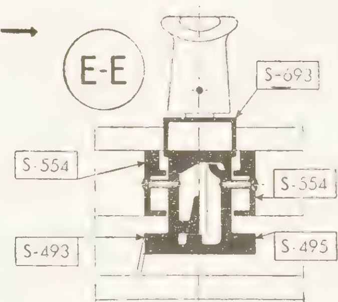
(corpi bassi)

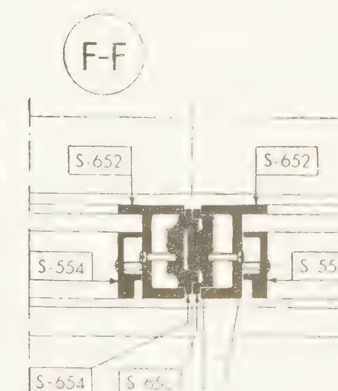
Serramento per finestra e scomparsa laterale, eseguito in profilati di Anticorodal B, ossidati anodicamente.

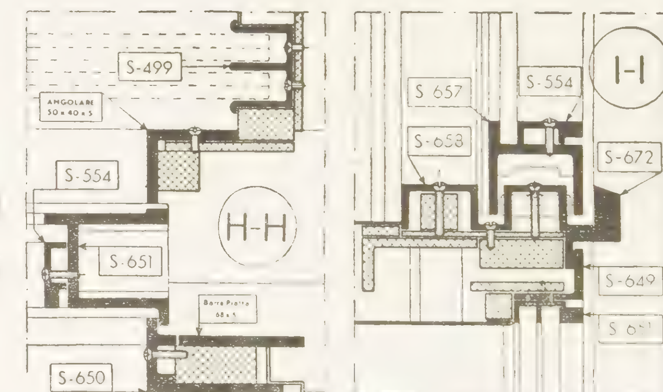


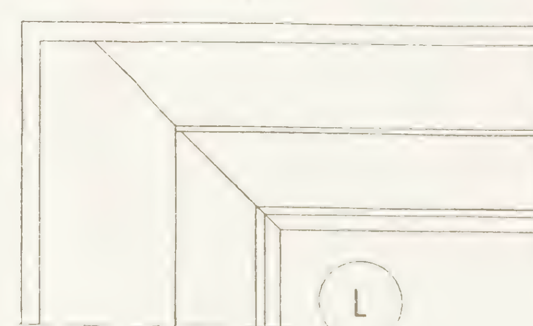












Sez. III: staz. N° 42, lunghezza km 1,312. Fe_2O_3 nella bauxite 9-26%, nello strato di copertura 27-29%.

Sez. IV: staz. N° 28, lungh. km 0,950. La bauxite pisolitica affiora direttamente sotto l'*humus*, e contiene 12-29% di Fe_2O_3.

Sez. V: staz. N° 18, lungh. km 0,685. All'inizio strato di bauxite profonda poi dolomite, poi bauxite affiorante che infine ritorna profonda. Fe_2O_3 nella bauxite: 6-26%, nell'ocra gialla 28-29%.

Sez. VI: staz. N° 46, lungh. 3,235 km. Struttura geologica sconosciuta; bauxite profonda, Fe_2O_3 = 12-25%, ocra gialla nello strato di copertura, Fe_2O_3 = 25-28%.

Dai risultati delle misure geomagnetiche si può dedurre che al margine meridionale d'uno strato più magnetizzabile dei circostanti, come ad es. la bauxite, si ha un massimo nella curva delle anomalie dell'intensità orizzontale, mentre al margine settentrionale se ne ha un minimo. Se le pareti laterali del giacimento fossero verticali, tali deviazioni delle anomalie dovrebbero comparire esattamente al di sopra dei margini; diversamente esse compariranno in punti convenientemente spostati. L'intensità verticale deve presentare invece un massimo grande ed steso al di sopra del giacimento di bauxite. Un caso teorico è visibile nella figura, a sinistra in alto, sotto la dicitura «Effetto calcolato», dove s'è supposto un parallelepipedo di bauxite di m 20 × 20 × 200, a magnetizzazione uniforme. Lo stesso calcolo si può fare anche per un'altra forma geometrica qualunque, ciò che è stato fatto anche per i casi pratici e in generale s'è trovato buon accordo fra le curve calcolate e quelle osservate per le anomalie. Senza diffondersi in particolari l'A. dice concludendo che dalle curve delle anomalie si può desumere direttamente che nelle zone bauxitiche si hanno perturbazioni magnetiche abbastanza considerevoli, che nelle grandi linee corrispondono a quelle precalcolate, ma che inoltre presentano anche perturbazioni minori.

L'A. cerca la spiegazione di queste perturbazioni secondarie nella variabilità della sezione e della profondità del giacimento di bauxite, nella diversità del tenore di ferro e del tipo di combinazione di questo; per cui varia la suscettibilità magnetica del ferro, nè il giacimento di bauxite riesce magnetizzato con uniformità. Per di più il tenore in Fe dell'ocra gialla e dello strato di copertura più d'una volta sorpassa quello della bauxite, per cui anche questi giacimenti sono magnetici. Infine s'è supposto che il terreno attraversato durante le misure magnetiche fosse perfettamente piano, mentre non è affatto così, anzi in certi punti vi sono dislivelli assai notevoli. Ciò provoca naturalmente delle variazioni nell'intensità magnetica osservabile alla superficie. Tenuto conto di tutte queste circostanze l'A. afferma che:

Malgrado le sue scarse qualità magnetiche, la bauxite si può dimostrare mediante misure di magnetismo terrestre eseguite colla dovuta puntualità e colle dovute precauzioni; tanto più poi in regioni ove la bauxite fosse presente in giacimenti meno profondi e di potenza maggiore di quel che non fosse il caso della zona di Gànt (Ungheria).

V. B.

VII - TECNOLOGIA

a) Fonderia

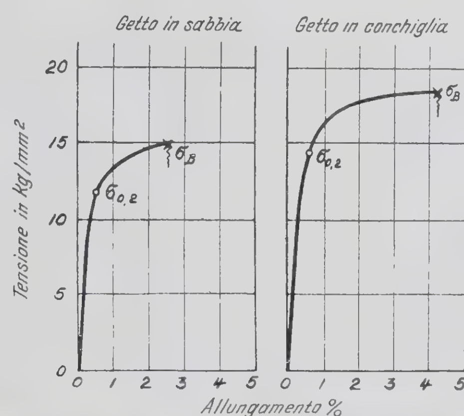
R. Irmann - Alcuni esempi sull'influenza delle condizioni di solidificazione dei getti in metallo leggero - «Aluminium» XIX, pp. 635-639 (1937).

Un getto di forma irregolare implica generalmente una disuguale velocità di solidificazione nelle singole parti, per cui si producono nello stesso getto zone a struttura diversa. Tali differenze strutturali importano nella maggior parte dei casi caratteristiche meccaniche differenti tra punto e punto. Però l'influenza della macro struttura, cioè della grandezza, forma e orientamento delle cristalliti, non deve essere sopravalutata, poichè non implica da sola e in tutti i casi un'influenza sulla resistenza di un getto. Indirettamente una macro-struttura grossolana può dar luogo a fenomeni che hanno sensibile influenza sulle caratteristiche meccaniche del getto, quali la liquazione e lo svolgimento di gas. Tali fenomeni originano un arricchimento locale di quei componenti della lega che solidificano più presto e perciò una diversità di composizione e di compattezza tra zone in condizioni di solidificazione diversa.

Un esempio classico di influenza esercitata dalla velocità di solidificazione è fornito dalla diversa struttura e dalle diverse caratteristiche presentate dai getti in sabbia e in conchiglia. La capacità di lavoro, rappresentata dall'area della superficie nel diagramma tensione-allungamento, è assai più piccola per il getto in sabbia che per quello in conchiglia. Nella fig. 1 sono accostati i due diagrammi e le due strutture.

La fig. 2 mostra la differenza di struttura risultante da una diversa disposizione del pezzo da gettare, disposizione che origina condizioni di solidificazione diverse. Si tratta di un cuneo gettato orizzontalmente (a) e verticalmente (b) in sabbia verde ad una temperatura di colata di 720°. Il materiale era costituito da una lega GAlMg-Mn (Peraluman 2).

Nel cuneo gettato orizzontalmente (a) si nota nella parte superiore una struttura basaltica (transcristallizzazione), originata dal raffreddamento e dalla solidificazione non uniforme, ma graduale dall'alto in basso.



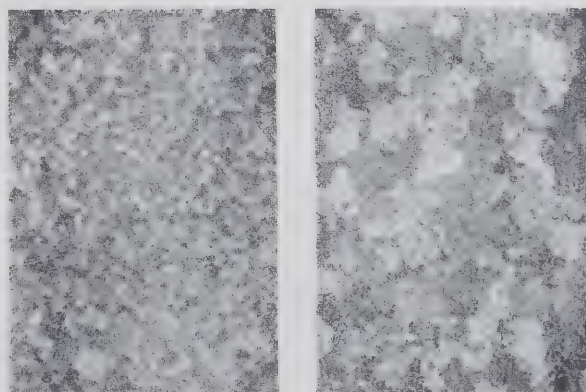
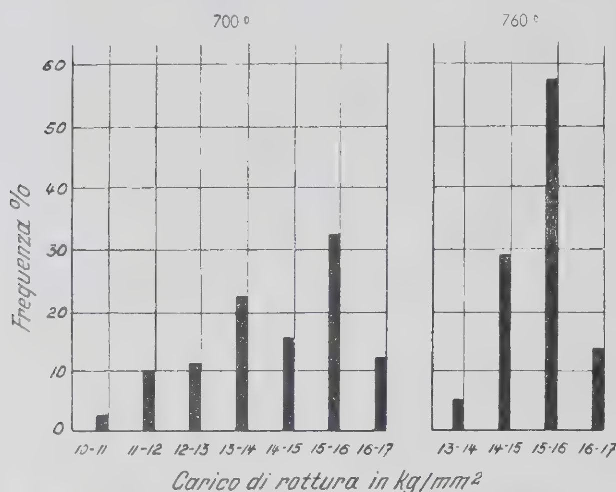


Fig. 1 - Strutture e diagrammi tensione-allungamento di provette in Anticorodal gettate in sabbia e in conchiglia.

Dalla fig. 3 risulta come la struttura di una lega Al-Mg, con il 2% di Mg, sia tanto più grossolana, quanto più elevata è la temperatura di colata. Da una grande serie di provini rica-



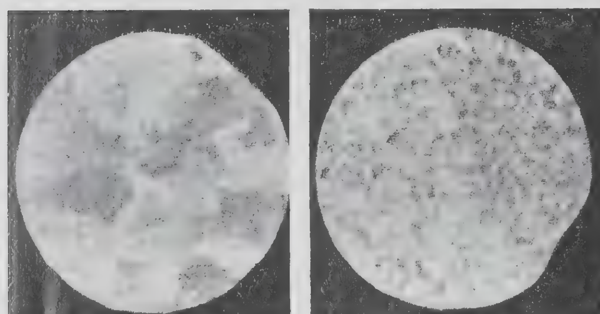


Fig. 2 - Macrostrutture di Peraluman 2 gettato in sabbia orizzontalmente (a) e verticalmente (b).

vati da getti colati rispettivamente a 700 e 760° è risultato che a temperatura di colata più elevata corrisponde una maggior resistenza meccanica. Un esempio dell'effetto delle condizioni di solidificazione sulle caratteristiche di un pezzo fuso a seconda del come si svolge la solidificazione è dato dalla figura 4.

E' noto che non conviene eseguire un pezzo ad angolo, con angolo retto, come in fig. 4 a. Nel caso di angoli assai arrotondati e con ali più esili, le condizioni di raffreddamento e di solidificazione sono già più favorevoli, e lo sono in misura ancora maggiore se si applica una placca refrigerante. Tali pezzi ad angolo in Peraluman 2 sono stati sottoposti a prove di resistenza secondo la freccia in fig. 4 a. Nella fig. 4 sono riportati i diagrammi carico-flessione per le varie esecuzioni del pezzo. Calcolando in tal modo la sollecitazione sopportata in kgm fino al prodursi della deformazione plastica e fino a rottura, risulta che il pezzo ad angolo come da fig. 4 b presenta una resistenza a rottura 1,3 volte maggiore di quella del pezzo a fig. 4 a, mentre il pezzo a fig. 4 c risulta 6 volte più resistente. Il comportamento elastico non presenta, però, notevoli differenze. Le differenze tra i 3 pezzi esaminati non sono sempre costanti, ma variano a seconda della lega usata.

Analogamente a quanto è stato detto per i getti in sabbia anche per i getti in conchiglia si può osservare una forte influenza della velocità di solidificazione sulle caratteristiche meccaniche. Ad esempio se si cola il metallo a temperature rispettivamente di 700 e 750° e si fa variare la temperatura della conchiglia tra 20 e 450° è possibile riportare in un diagramma le



Fig. 3 - Influenza della temperatura di colata sulla macrostruttura di alluminio al 2% di Mg, gettata in sabbia.

caratteristiche meccaniche in funzione della temperatura della conchiglia al momento della colata. In fig. 5 sono riprodotti i diagrammi che si riferiscono alla lega GAlMg-Mn (Peraluman 2). A maggiori temperature e di colata e di conchiglia, corrispondono maggiori caratteristiche meccaniche.

Il comportamento dei getti in conchiglia trattati termicamente risente anch'esso della temperatura della conchiglia.

In fig. 6 infatti sono riportati i risultati ottenuti su di una lega al 4% di rame con il 0,2% di magnesio ad una temperatura di colata di 750° e a varie temperature di conchiglia, comprese tra 50 e 450°.

Se questa lega viene temprata da 500°, le provette ottenute con una conchiglia riscaldata a 450° non presentano quasi alcun incremento della resistenza rispetto a quelle non temprate, mentre

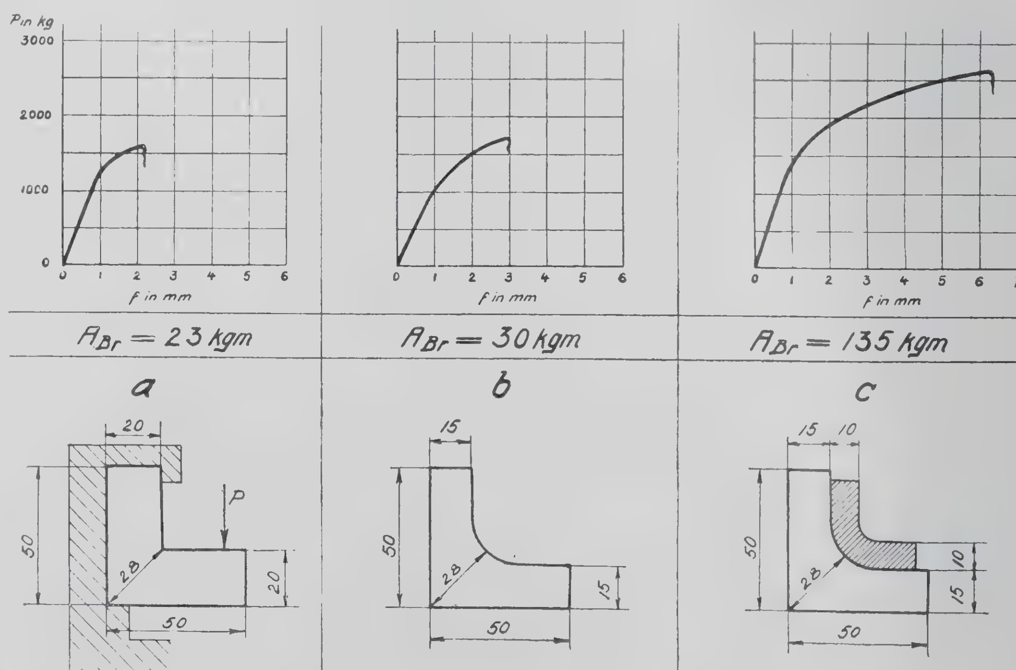


Fig. 4 - Influenza della diversità di esecuzione di un pezzo ad angolo sulla resistenza. (Lega Peraluman 2 gettata in sabbia).

per le provette ottenute da conchiglie fredde la tempra importa rilevanti incrementi di resistenza. Fino a temperature di conchiglia di 300° l'effetto della tempra è rilevante. Per provette gettate in conchiglie molto calde si può ritenere che la minor resistenza dopo tempra sia dovuta al fatto che il $CuAl_2$, che

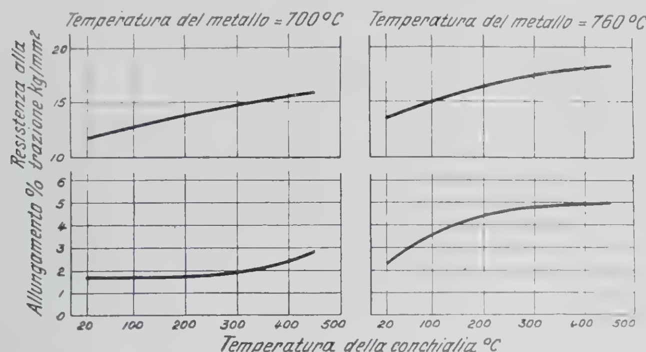


Fig. 5 - Influenza della velocità di solidificazione sulle caratteristiche meccaniche del Peraluman 2 gettato in conchiglia.

solidifica a temperatura più bassa, si separa in suddivisioni grossolane e irregolari rimanendo, per così dire, imprigionato nel reticolo dei cristalli primari. Il susseguente riscaldamento di solubilizzazione non riesce in tali condizioni a raggiungere a pieno il suo scopo, originando così una riprecipitazione irregolare

In alcuni casi una struttura grossolana è favorevole alla produzione di getti sani.

Nella fig. 7 sono riportate le macrostrutture di 3 maniglie per porta gettate ad una temperatura di 750° in una lega di alluminio al 3% di magnesio.

La maniglia *a* gettata in conchiglia a 150° presenta una struttura a grani medi, però in vicinanza della colata si osserva un cono di ritiro, poichè la velocità di solidificazione è stata troppo grande. Con una temperatura di conchiglia di 400° (fig. 7 *b*), il getto risulta compatto ma di struttura grossolana. Si possono conciliare i due risultati ottenuti mediante vari artifici quali maggiori dimensioni del canale di colata, applicazione di refri-

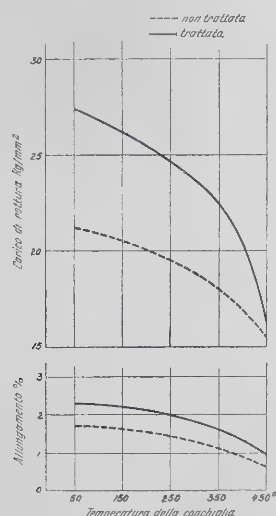


Fig. 6 - Efficacia del trattamento termico in funzione della temperatura della conchiglia per una lega Al-Cu-Mg.

geranti in alcuni punti della conchiglia o opportune aggiunte di piccole quantità di titanio o cerio, che hanno azione affinante sulla struttura cristallina.

In fig. 7 c vediamo infatti la medesima maniglia gettata in conchiglia a 400°. La lega contiene il 0,2% di Ti, e malgrado la piccola velocità di raffreddamento la struttura è fine e regolare.

Gli esempi fin qui riportati mostrano l'influenza delle condizioni di raffreddamento durante la solidificazione. Dopo la solidificazione, ad eccezione delle leghe eutettiche, si attraversa

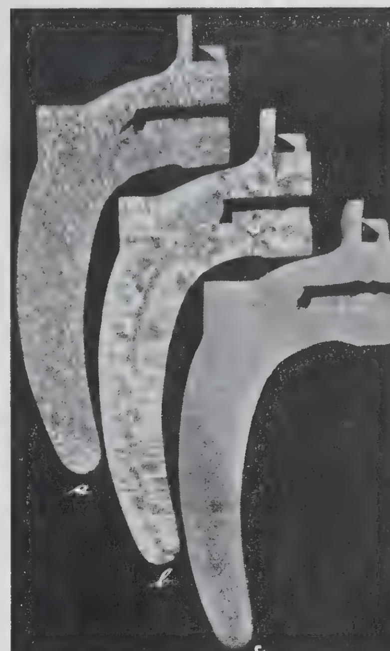


Fig. 7 - Macrostrutture di una lega di alluminio al 3% di Mg per diverse temperature di conchiglia (a = 150°; b = 400°) e con aggiunta di 0,2 Ti (c = 400°).

in un primo tempo un intervallo di fragilità a caldo che può dar luogo a cricche; poi, in seguito al *ritiro*, si possono ancora produrre a temperature inferiori delle incrinature o delle tensioni interne, che possono compromettere le caratteristiche meccaniche del getto.

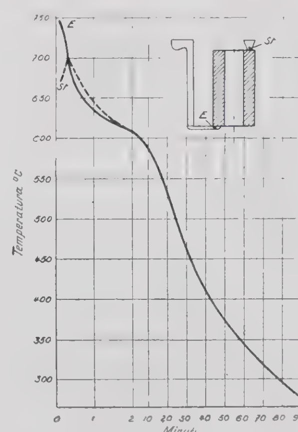


Fig. 8 - Andamento della temperatura durante la colata e dopo solidificazione di un cilindro gettato in sabbia.

Bisognerebbe studiare l'andamento della temperatura durante e dopo la solidificazione del getto, per poter disporre nelle posizioni più opportune le materozze e le tirate d'aria. E' necessario, inoltre, conoscere quando il pezzo fuso si è solidificato in tutte le sue parti e quando termina l'intervallo di fragilità

a caldo, in modo da poter sformare i pezzi gettati in conchiglia prima che si manifesti il ritiro.

Per poter controllare l'andamento di questi fenomeni l'Autore ha eseguito una serie di prove su un cilindro come in fig. 8.

La temperatura del metallo, misurata alla bocca di colata era di 750°; dopo circa 12 secondi il pirometro presso l'*aria* indicava una temperatura massima di 700°. La solidificazione della zona circostante al canaletto dell'aria procede più lentamente di quanto avviene per il canale di colata, dato il maggior volume di metallo, ed è completa a 580°. Da questa temperatura in giù l'andamento delle temperature può ritenersi praticamente eguale per ogni parte del pezzo.

Ammesso che l'intervallo di fragilità termini a 450°, per il caso in esame ciò si verificherà in capo a circa 30 minuti, mentre anche dopo 1 ora e mezza la temperatura del getto sarà ancora intorno ai 280°. Perciò se una lega suscettibile di tempra verrà sformata dopo 30-60 minuti, si potranno ottenere caratteristiche meccaniche più elevate. P. R.

b) Lavorazione plastica

O. GAAST - **Processi di stampaggio e modellatura plastica dei metalli leggeri** - « Der Betrieb » XIX, pp. 499-502 (1937).

Le operazioni di stampaggio e di modellatura plastica delle leghe leggere si discostano non poco da quelle relative alle leghe ferrose. I processi esaminati dall'A. sono i seguenti: angolatura e bordatura, imbutitura, piegatura di tubi, pressatura, trafilatura, stiratura, martellatura, accorciatura, cilindratura e levigatura.

L'angolatura viene comunemente eseguita secondo due metodi diversi. Col primo (fig. 1) le operazioni, che si eseguono su apposito banco, consistono nel fissare a questo un lembo della lamiera e nel ripiegare ad angolo, fino, al valore desiderato, l'estremità libera. Con questo metodo si possono realizzare angoli a raggi di curvatura molto piccoli purchè gli spigoli vengano convenientemente perforati, come in fig. 2, onde evitare pericolose fenditure.

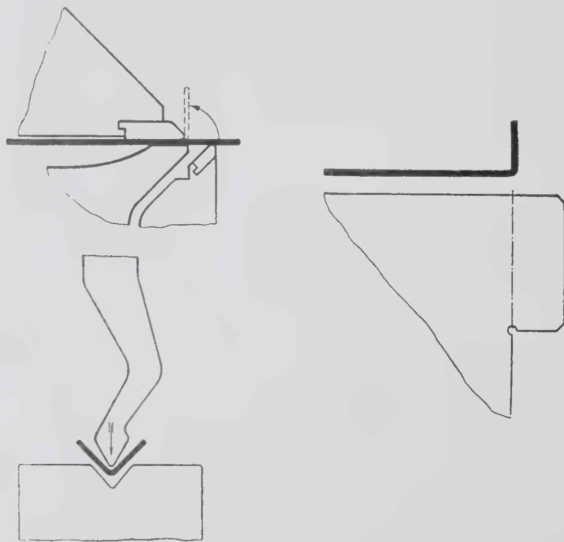


Fig. 1 - (*in alto*) Angolatura di una lamiera su banco da formatura.
Fig. 2 - (*a destra*) Foratura di spigoli per piegatura libera.
Fig. 3 - (*in basso*) Angolatura mediante pressatura.

La tab. 1 riporta i raggi di curvatura minimi per un determinato spessore di lamiera.

Col secondo metodo l'angolatura viene eseguita a pressione mediante l'uso di un punzone vedi fig. 3.

La fig. 4 mostra una macchina da 100 tonn. per angolatura di lamiera di 4 mm di spessore; essa può venire utilizzata per altri tipi di lavorazione ed è provvista di un dispositivo speciale per la produzione di lamiere ondulate.

La bordatura si esegue sia a mano che a macchina; a mano vengono adoperati speciali martelli di legno o di gomma coi quali si batte sull'orlo della lamiera.

E' di uso recente una macchina universale a bordare con la quale si possono ottenere anche bordature di margini interni.

Con l'imbutitura la lamiera viene deformata dalla pressione di un punzone agente su un controstampo: per questa operazione vengono usate presse con vite a frizione, con vite a mano, a manovella e ad eccentrico. Gli utensili sono in acciaio e il controstampo, a seconda del grado di deformazione, può essere in acciaio, in lega leggera o di legno duro. E' necessaria, in relazione alla deformazione che si vuole ottenere, una conoscenza precisa del trattamento termico subito dalla lamiera.

TABELLA 1.
Raggi minimi di curvatura.

Spessore della lamiera in mm	Materiali		
	Elektron	Pantal Pa 30 Durallum. Idronalio	Pantal Pa 12 Alluminio
	Raggi di curvatura mm		
0.3 a 0.4	1.5	1.5	0.6
0.5	2.5	1.5	0.6
0.6	2.5	2.5	1
0.8	4	2.5	1
1	4	2.5	1.5
1.2	4	4	1.5
1.5	6	4	2.5
2	10	6	2.5
2.5	—	6	4
3 a 3.5	—	10	4
4	—	10	6
5	—	15	6

In America, al posto delle presse con vite a frizione o ad eccentrico, vengono largamente adoperati magli con matrici di zinco; anche in Germania vi è questa tendenza per quanto i tecnici non siano ancora d'accordo sul risultato di una tale lavorazione a urto.



Fig. 4 - Pressa per angolare.

Fra i processi di piegatura assume una particolare importanza la piegatura dei tubi: per quest'operazione s'impiegano con successo macchine apposite con le quali viene eliminato il riempimento dei tubi con sabbia o piombo. Nella piegatura di tubi in duralluminio, è pericoloso riscaldare localmente gli stessi perchè il materiale abbasserebbe la sua resistenza meccanica.

In generale i raggi di curvatura minimi non devono mai essere inferiori a tre volte il diametro esterno del tubo.

La pressatura o modellatura plastica è quell'operazione mediante la quale una lamiera di dimensioni opportune viene plasmata plasticamente mediante pressione su una forma di legno o d'acciaio fissata ad un mandrino girevole. L'utensile con il quale l'operaio esercita la pressione contro lo stampo viene premuto gradualmente contro la lamiera evitando in questa guisa la formazione di pieghe superficiali.

Tra i procedimenti di lavorazione meccanica acquista speciale interesse la trafilatura a freddo consistente nel far passare la lamiera attraverso una matrice mediante l'uso d'uno stampo da trafila. Spesso è necessario arrivare al prodotto finito mediante una serie graduale di passaggi; in tal caso è indispensabile ricuocere il materiale fra una trafila e l'altra.

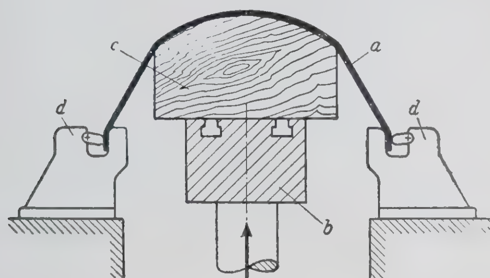


Fig. 5 - Trafilatura per stiraggio - *a*) lamiera; *b*) tavola; *c*) forma dell'utensile; *d*) ganasce di fissaggio.

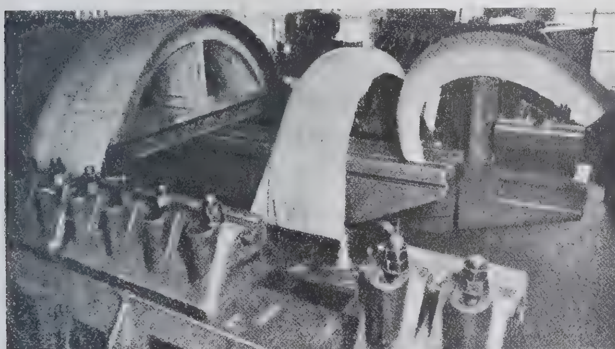


Fig. 6 - Macchina da trafilatura con stiraggio.

Le macchine adoperate per queste operazioni sono delle comuni presse con vite a frizione, a manovella ad accentrico.

Un'operazione relativamente nuova è la cosidetta trafilatura per stiraggio rappresentata schematicamente in fig. 5 ed eseguita già da alcuni anni in America per la costruzione di carrozzerie.

La macchina adoperata per tale lavorazione (fig. 6) si distingue dalle solite presse da trafila in quanto che la lamiera anzichè venire tirata attraverso l'apertura di una matrice è invece stirata sopra uno stampo: questo è fissato sopra una tavola spostabile verticalmente perchè collegata ad una pressa idraulica. La lamiera viene invece collocata sopra lo stampo ed afferrata ai bordi da due robuste ganascie: nel movimento verso l'alto dello stampo la lamiera vi si stira sopra e allorchè si raggiunge la deformazione voluta il movimento s'interrompe automaticamente.

Nonostante i primi tentennamenti, questo tipo di lavorazione è riuscito ad affermarsi grazie ai vantaggi notevoli da esso offerti. L'utensile, costituito dallo stampo in legno è infatti molto meno costoso di quello necessario invece nella trafila normale e inoltre esso è sempre suscettibile di piccole modifiche, qualora queste si richiedano.

Moltissimi tipi di lavorazione plastica appartengono alla così detta operazione di stiratura con la quale, come indica appunto il nome, si distende il materiale adoperando utensili a pressione meccanica o a mano.

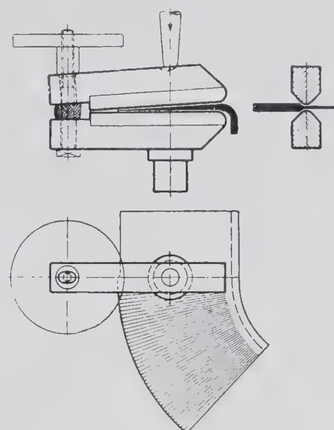


Fig. 7

La fig. 7 fa vedere come si esegue la stiratura d'una lamiera che debba venire piegata ad angolo.

La martellatura propriamente detta appartiene anch'essa ai processi di stiratura: per i metalli leggeri si esegue nello stesso modo che per il rame e l'ottone adoperando cioè supporti a cuscino di cuoio, di legno o di gomma e martelli di legno. La martellatura a mano è un'operazione molto diffusa e conveniente ove occorre adattare od allungare piccoli pezzi: essa può venire eseguita anche a macchina avendosi in questo modo il vantaggio di regolare la forza di pressione a seconda dello spes-

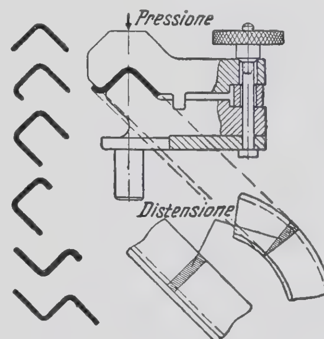


Fig. 8 - Lavorazione con martellatura semplice.

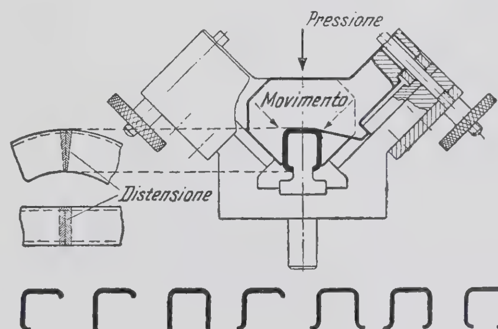


Fig. 9 - Lavorazione con martellatura doppia.

Figg. 8 e 9 - Piegatura di profilati mediante martellatura. Sull'incudine raffigurata nelle due illustrazioni possono essere lavorati solo i profili esposti.

sore della lamiera. Le figg. 8 e 9 illustrano un metodo di modellatura al martello per profili di forma speciale con il quale è possibile arrotondare e piegare il materiale con una sola operazione: con tale procedimento si ottergono profili di elevato momento resistente a motivo degli arrotondamenti delle ali.

La fig. 8 si riferisce ad un'operazione di martellatura semplice mentre nella fig. 9 sono due gli utensili o martelli che lavorano nello stesso tempo e da bande opposte rispetto al pezzo.

L'accorciatura delle lamiere è il processo opposto alla stiratura. La lamiera da lavorare viene fissata fra due paia di ganasce dentate fra le quali è interposta una molla antagonista. Quando, mediante due eccentrici, viene data la pressione, ciascuna ganascia, scorrendo su apposita guida obbliqua verso l'asse della macchina (fig. 10), afferra e accorcia la lamiera.

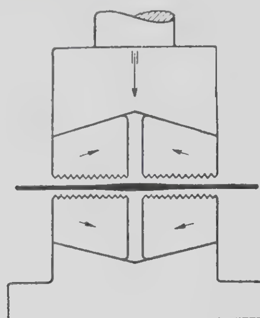


Fig. 10

Questo sistema di lavorazione è una delle scoperte tecnico-industriali più utili del dopo guerra per le costruzioni leggere. Essa ha però l'inconveniente di lasciare le impronte delle ganasce sulla lamiera, impronte che possono venire attenuate inserendo della carta smeriglio fine e avvicinando gradatamente le superfici di contatto.

Per la calandratura delle lamiere si adoperano le solite macchine a tre o quattro cilindri. Qualora si debbano calandrare profilati di vario tipo, esistono delle macchine speciali modellatrici con cilindri a sagoma: in questo caso, se sono necessari vari passaggi è bene sottoporre i pezzi a trattamenti termici intermedi.

Una macchina sommamente pratica è la macchina per lisciare (fig. 11) originariamente destinata soltanto a conferire una superficie liscia e pulita alle parti di lamiera martellata.



Fig. 11

La lamiera viene guidata fra due rulli sagomati o meno di cui uno, il superiore, può essere fatto oscillare a guisa di pendolo mediante una leva mentre l'altro si sposta verticalmente per dare la voluta pressione. La lamiera, passando fra questi rulli ora in un senso ora nell'altro viene perfettamente lisciata e, se si vuole, anche compressa.

Questa macchina, chiamata nel linguaggio industriale «altalena», ha sostituito vantaggiosamente, per la sua semplicità, la martellatura a mano.

P. F.

c) Lavorazione dell'utensile

E. Kaczmarek - **La lavorazione economica dei metalli leggeri alla trancia** - «Metallwirtschaft» XVII, pp. 685-688 (1938).

Lavorazione economica di un metallo alla trancia significa massimo risparmio di materiale e utilizzazione di tutti i ritagli, riducendo al minimo lo sciupìo.

I ritagli possono essere trasformati in ranelle e simili, valendosi di perforatori. Si deve in tal modo tenere presente che non solo si utilizza un materiale di scarto, ma si eliminano altresì ulteriori spese di utensili e di fabbricazione.

Nella lavorazione di lamiere a grande superficie si possono realizzare notevoli risparmi, ricavando dalle dentellature parti e pezzi utilizzabili.

Un lato ulteriormente interessante della tecnica economica della tranciatura è costituito dai dispositivi automatici di alimentazione dei materiali da lavorare.

In questo campo della lavorazione dei metalli leggeri, devesi superare qualche difficoltà, che non si verifica per gli altri metalli. Una di queste difficoltà è originata dalle forze di adesione che si determinano con l'umidità, quali l'incollatura delle parti stesse nel canale trasportatore. Per eliminare tale inconveniente si è proceduto per due vie; o tenendo costantemente il materiale in striscia fino a lavorazione ultimata, o procedendo alla tranciatura del metallo leggero quando è ben asciutto.

La fig. 1 mostra come possa essere ben sfruttato il materiale, allorchè vengano applicati i summenzionati criteri economici. Dai due ritagli di perforazione laterale si sono ottenute mediante dei pre-perforatori delle ranelle; con lo stesso principio si è ottenuto dal ritaglio di perforazione centrale un disco a cinque fori. Sono stati in tal modo fabbricati tre pezzi utili, ciascuno dei quali richiede soltanto un terzo del tempo di fabbricazione normale, conseguendo così non solo una economia di materiale, ma anche un'economia di utensile e di tempo.

Per quelle lamiere lunghe e sottili che nell'operazione di perforazione si piegano facilmente si adopera un'apparecchiatura del tipo di quella illustrata a fig. 2, la cui costruzione evita l'introduzione a mano della parte nella macchina, operazione che richiede molto tempo.

Come si può rilevare dalla figura, le parti in metallo leggero vengono introdotte dalla sinistra nell'utensile. A perforazione avvenuta i pezzi sono fatti saltar fuori dall'apparecchio mediante l'eiettore. Nella pratica dovrebbero presentarsi molte possibilità di simili applicazioni.

La piegatura dei metalli leggeri richiede una esatta conoscenza delle lunghezze occorrenti, se si vuole lavorare in economia. E' un criterio sbagliato quello di determinare le lunghezze delle parti stirate, partendo dalle fibre neutre, poichè la posizione di tali fibre rimane invariata nelle parti diritte,

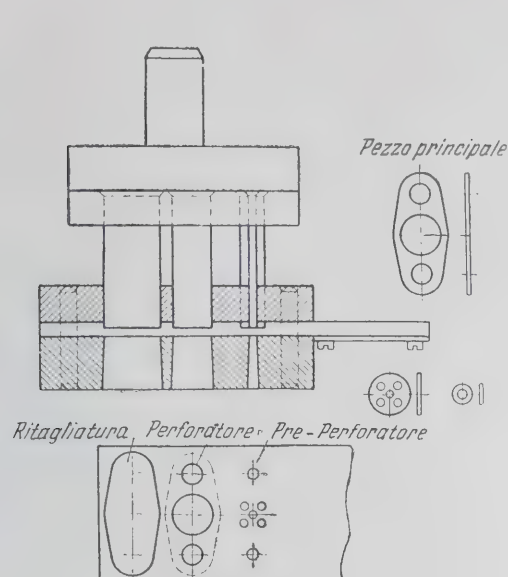


Fig. 1 - Uso del pre-perforatore.

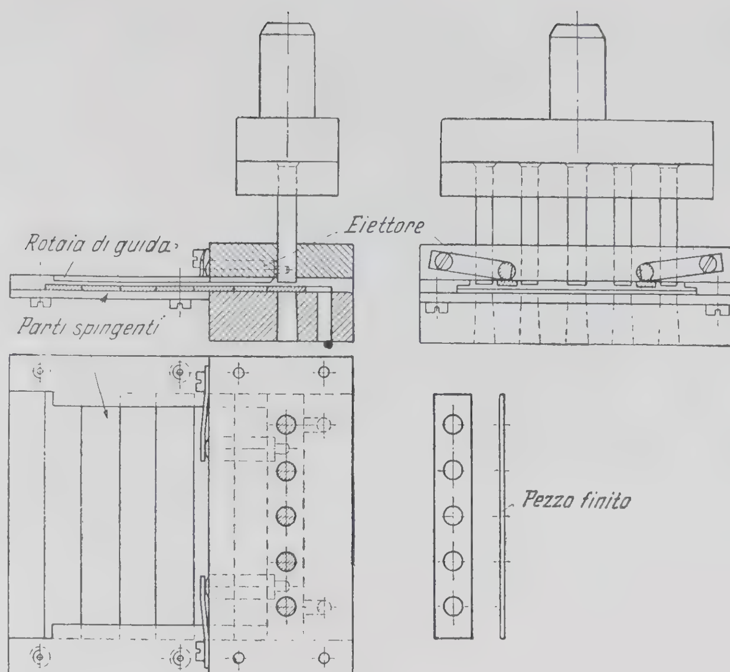
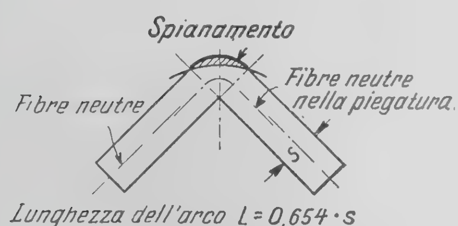
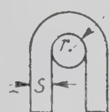


Fig. 2 - Perforatore con guida dei pezzi a spinta e eiettore.



Spessore da piegare	∢ 45°	∢ 90°	∢ 120°	∢ 180°
6 mm	1,962 mm	3,924 mm	5,070 mm	7,449 mm
5,5 "	1,798 "	3,597 "	4,641 "	6,763 "
5 "	1,635 "	3,270 "	4,219 "	6,147 "
4,5 "	1,471 "	2,943 "	3,797 "	5,533 "
4 "	1,308 "	2,616 "	3,375 "	4,919 "
3,5 "	1,144 "	2,289 "	2,953 "	4,304 "
3 "	0,981 "	1,962 "	2,531 "	3,689 "
2,5 "	0,817 "	1,635 "	2,110 "	3,074 "
2 "	0,654 "	1,308 "	1,687 "	2,460 "
1,5 "	0,490 "	0,981 "	1,266 "	1,845 "
1 "	0,327 "	0,654 "	0,844 "	1,230 "
0,5 "	0,163 "	0,327 "	0,422 "	0,615 "
0,25 "	0,052 "	0,104 "	0,134 "	0,196 "
0,1 "	0,0377 "	0,0654 "	0,085 "	0,123 "

Nelle lunghezze d'arco è compreso un allungamento del 25 %



Per spigoli arrotondati:
$L = 0{,}0174 \cdot (0{,}5\,s + r) \cdot x^{o}$
s = spessore da piegare, x^{o} = misura in gradi

Fig. 3 - Lunghezza d'arco nelle piegature.

ma subisce nei punti fortemente deformati spostamenti non facilmente prevedibili.

Dalla fig. 3 risulta, per esempio, che con un pezzo da pie-

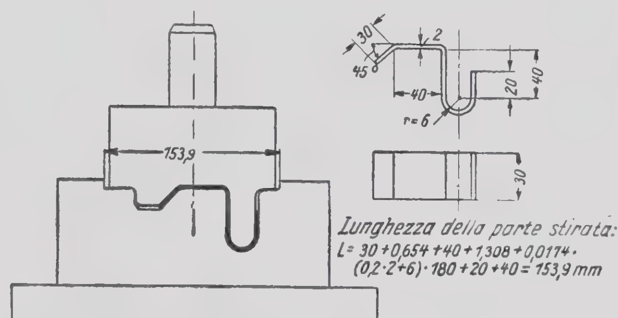


Fig. 4 - Matrice.

gare dello spessore di 3 mm. si verifica nella parte stirata uno spostamento dal 17 al 20%, che sposta le fibre originalmente neutre dello stesso quantitativo e direzione.

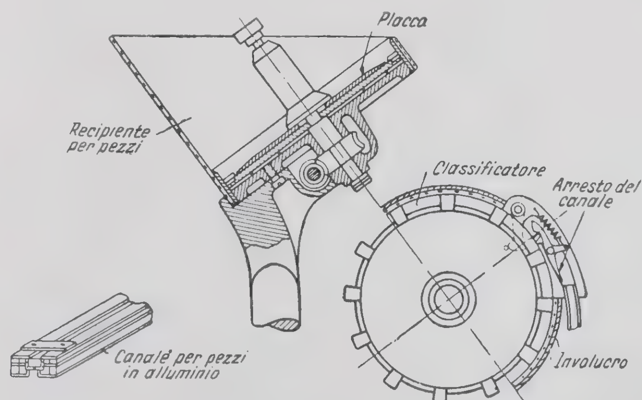


Fig. 5 - Dispositivo d'alimentazione.

Per eseguire un pezzo coll'utensile raffigurato in fig. 4, occorrerà una lunghezza distesa, in base alle misure indicate, di L = 30+0,654+40+1,308+21,92 +20+40 = ca. 153,9 mm.

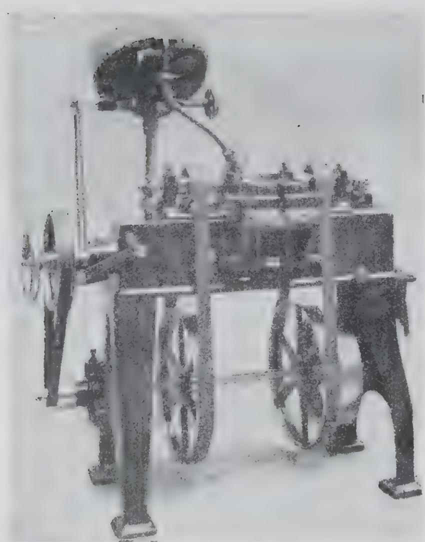


Fig. 6 - Dispositivo d'alimentazione fissato alla macchina.

Dalla tabella riportata a fig. 3 si possono ricavare i valori da aggiungere per le piegature normali; per le piegature arrotondate la formula: 0,0174 (0,5 s+r) 180° dà il valore 21,92 mm. Tali valori sono stati calcolati per un allungamento di circa il 20%. Per metalli che presentino allungamenti diversi si possono applicare i seguenti coefficienti di correzione:

0,5%	10%	15%	20%	25%	30%	35%	40%
0.953	0.909	0.87	0.833	0.8	0.77	0.74	0.774

L'economia determina il tipo del procedimento di produzione da adottarsi. Per piccoli quantitativi si deve prevedere il processo di lavorazione a mano, per medi quello a macchina e per grandi quantitativi il processo meccanico automatico.

Nella tecnica della tranciatura si ottiene l'alimentazione automatica mediante dispositivi supplementari alla macchina. La parte più delicata dell'alimentazione automatica è costituita dai classificatori divisori, cui spetta il còmpito di disporre tutti i pezzi in lavorazione nelle stesse condizioni, affinchè non abbiano a verificarsi anomalie e accavallamenti di materiale nei canali trasportatori. Un tipo di classificatore divisore che ha dato buoni risultati è illustrato a figura 5.

La fig. 6 mostra un'apparecchiatura di alimentazione montata sulla macchina.

P. R.

b) Trasporti

W. Hartl - **Vantaggi economici dell'uso di leghe leggere nella costruzione di autoveicoli** - «Aluminium» XX, pp. 320 325 (1938).

In generale i progressi della tecnica hanno come scopo predominante l'aumento di rendimento d'un impianto di macchine e, a parità di condizioni, una loro maggiore economia di esercizio.

Nelle costruzioni automobilistiche si tende a migliorare il rapporto fra carico morto e carico utile di un veicolo, per poter influire su una serie di fattori che permettono di diminuire notevolmente le spese di esercizio.

Il maggior costo di un veicolo fabbricato con largo impiego di leghe di alluminio viene compensato da una riduzione delle spese correnti di esercizio. Le organizzazioni di vendita, per le quali un prezzo del veicolo possibilmente basso rappresenta l'essenziale, favoriscono l'errato atteggiamento dell'ambiente dei compratori verso il problema delle spese correnti di esercizio, il che ostacola l'uso su ampia scala delle leghe di alluminio allo scopo di diminuire il peso del veicolo.

I vantaggi che risultano dalla diminuzione di peso dei veicoli in seguito all'applicazione su vasta scala del principio della costruzione in lega leggera, non solo rientrano nel campo economico, ma anche in quello tecnico. Infatti l'elasticità del motore, requisito particolarmente importante data la crescente intensità del traffico, ed il potere di acceleramento del veicolo vengono migliorati. I periodi di acceleramento sono abbreviati, il che ha una influenza favorevole sul consumo medio del carburante. Inoltre il minore spazio necessario alla frenatura di un veicolo leggero rappresenta una maggiore sicurezza di corsa, mentre per il minor peso del veicolo risulta diminuito il logorìo dei cerchioni e delle gomme.

La buona conduttività termica delle leghe leggere adoperate nella costruzione degli stantuffi permette di aumentare il rendimento termico e la potenza dei motori e di diminuire il consumo specifico del combustibile.

La riduzione delle spese di esercizio (economia di carburante) può suddividersi in 3 gruppi:

1°) nella corsa in piano, 2°) nella corsa in salita, 3°) quando si accelera la corsa.

I risultati che seguono si riferiscono all'influenza che ha la diminuzione di 200 kg di peso in un veicolo per passeggeri di media potenza sul consumo di carburante in litri per 100 km.:

Corsa su terreno piano.

Velocità	120 km/h	90 km/h	60 km/h
Peso 1400 kg	21.- l.	15.- l.	10.8 l.
» 1200 »	19.8 »	13.8 »	9.6 »
Economia carburante	1.2 »	1.2 »	1.3 »

Corsa in salita.

Pendenze	5 %	10 %	15 %
Velocità	90 km/h	60 km/h	45 km/h
Peso 1400 kg	27.1 l.	35.2 l.	46.- l.
» 1200 »	24.3 »	30.6 »	39.7 »
Economia carburante	2.8 »	4.6 »	1.2 »

Avviamento ed acceleramento.

Trasmissione	1 marcia	2 marcia	Presa diretta
Peso 1400 kg	73.5 l.	49 l.	24.5 l.
» 1200 »	63.- »	42 »	21.- »
Economia carburante	10.5 »	7 »	3.5 »

Queste cifre accertate teoricamente condussero in seguito ad esperimenti pratici più prolungati al risultato che l'economia di carburante può essere fissata in media di 0,8-1,2 l per 100 kg di alleggerimento e 100 km di percorso.

Inoltre la diminuzione di peso di 200 kg significa aumentare le possibilità di acceleramento del veicolo del 10-15%. Per la fre-

natura furono ricavati i seguenti dati, partendo da una velocità di 100 km/h:

Peso del veicolo kg	Spazi percorsi durante la frenatura m	Tempi di frenatura secondi
1400	75	5.5
1200	60	4.5

La riduzione di peso di 200 kg apporta inoltre un risparmio nelle spese dei cerchioni di circa il 15-20%, il che equivale ad un guadagno di 4000-5000 km di percorso.

La fig. 1 mostra i migliori risultati economici ottenuti con l'uso di testate dei cilindri di alluminio.

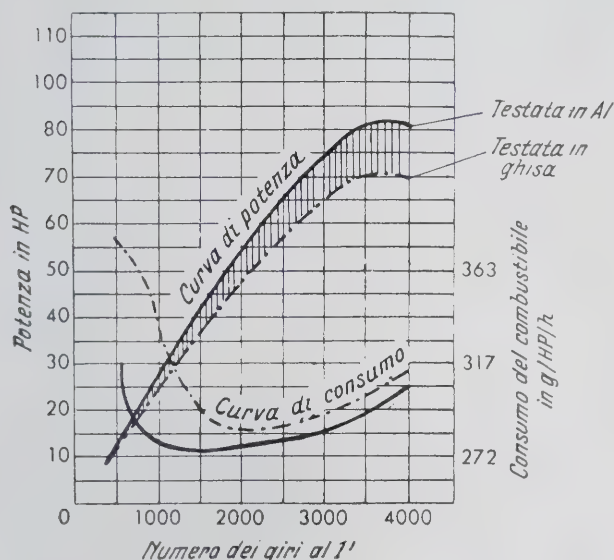


Fig. 1 - Risparmio di carburante e incremento di potenza con l'uso di leghe di alluminio per le testate dei cilindri.

Il risparmio di peso raggiunto con l'uso delle leghe di alluminio è notevole, come si vede dai dati numerici riportati.

a) *Vetture per passeggeri.*

Numero delle parti	Designazione	Peso delle parti in metallo pesante kg	Peso delle parti in metallo leggero kg
1	Blocco dei cilindri e base del motore - parte superiore	60	21
1	Scatola dell'innesto	18	8
1	Scatola del cambio		
1	Scatola dell'asse posteriore col coperchio	20	10
4	Puleggie dei freni	8	3,6
8	Ceppi dei freni	8	3,6
1	Scatola del tubo dello sterzo e supporti	4	2,4
1	Serbatoio d'olio	18	7
1	Testata dei cilindri	26	12
6	Pistoni	7	2,4
	Parti diverse, (carburatore, pompa d'olio, palette del ventilatore, coperchio del magnete, ecc.)	42	18
1	Carrozzeria e parti del telaio, maniglie della guarnizione della vettura, utensili, ecc. (parte in lega d'Al)	450	380
	Peso totale delle suddette parti	661	468

Questi pesi si possono ritenere medi per vetture di varie marche.

b) *Autocarri*

Numero delle parti	Designazione	Peso delle parti in metallo pesante kg	Peso delle parti in metallo leggero kg
1	Base del motore - parte superiore col blocco-cilindri	250	130
1	Scatola dell'innesto	25	12
1	Scatola del cambio col coperchio	53	27
1	Ponte posteriore o custodia per sale posteriore	98	62
1	Scatola dell'asse poster. col coperchio	80	50
2	Ruote anteriori	84	56
4	Ruote posteriori	168	112
4	Puleggie di freno	130	85
8	Ceppi di freno	53	28
1	Base del motore - parte bassa	58	30
1	Serbatoio d'olio		
1	Testata dei cilindri	40	19
6	Pistoni	30	13
	Parti diverse, (accumulatori per illuminazione e scatole del motorino di avviamento, scatole per il freno ad aria compressa o ad olio e cilindro del freno, ecc.)	136	60
1	Carrozzeria con accessori (parte in lega di Al)	850	700
1	Scatola del tubo dello sterzo	18	10
1	Chassis	470	380
	Peso totale delle suddette parti	2543	1774

Questi pesi si possono ritenere medi per veicoli di diverse marche.

Per un'autovettura da passeggeri della cilindrata di 2 l un risparmio di peso di 200 kg raggiunto secondo la precedente tabella, rappresenta in media una riduzione nella spesa di carburante di ca. 2 l per 100 km di percorso.

Fissando come percorso medio annuo 20.000 km. ne risulta un risparmio di 400 l. all'anno di carburante. A tale risparmio va aggiunto quello derivante dal miglior rendimento termico che può essere calcolato in media del 20% della cifra su indicata. Riducendo in marchi le economie conseguite per il carburante, si ottiene:

155 marchi (carburante) + 30 marchi (miglior rendimento termico) + 60 marchi (risparmio delle gomme) = 245 marchi.

Il maggior costo necessario per una riduzione di peso di 200 kg. (impiego di leghe di alluminio in luogo di metallo pesante) ammonta a circa 440 marchi. Tale cifra è stata calcolata largamente, perchè non si è tenuto conto dell'economia di fabbricazione derivante da una produzione in serie (fusione in conchiglia, ecc.). Tale incremento di 440 marchi nelle spese costruttive può essere compensato in circa 1 anno e 3/4 con una economia annua e di 245 marchi nelle spese di esercizio. Calcolando una durata media del veicolo di 6 anni, i rimanenti quattro anni e 1/4 dànno una eccedenza di 4 e 1/4 x 245 = 1040 RM. corrispondente al 20-25% del prezzo di acquisto.

Nel caso degli autocarri le condizioni sono ancora migliori. Il risparmio di peso che si può ottenere è assai maggiore e risulta ancor più vantaggioso in quanto una gran parte del medesimo può essere utilizzato per aumentare il carico utile. L'ammortamento del maggior costo del veicolo fabbricato con largo impiego di metalli leggeri, si ottiene con sicurezza negli autocarri pesanti in un anno e un quarto e per veicoli più piccoli in un anno e un quarto od un anno e mezzo, come si vede dalle seguenti considerazioni.

Con una riduzione di peso di 750 kg. per un autocarro di 5 t. e con un percorso mensile di 4000 km. vengono trasportate 0,75 t. di carico utile in più per km., il che corrisponde ad un aumentato rendimento di trasporto al mese di 4000 x 0,75=3000 t./km. Supponendo un guadagno di 0,065 marchi per t./km. il maggior profitto ammonterà a 4000 x 0,065 = 195 RM. al mese. La maggior spesa per l'acquisto del veicolo in costruzione

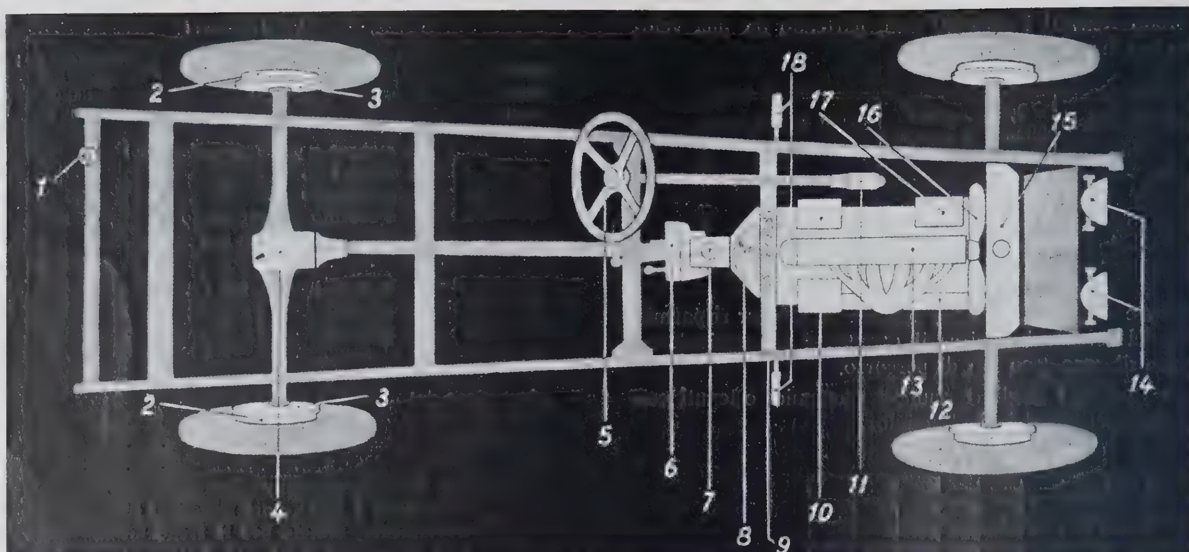


Fig. 2 - Telaio con elementi in lega d'alluminio.

1) Tappo a vite.
2) Razze.
3) Puleggia del freno e ceppi.
4) Scatola del differenziale
5) Razze del volante.
6) Scatola della frizione.
7) Scatola del cambio.
8) Scatola dell'innesto.
9) Cruscotto.
10) Supporti per accumulatori.
11) Scatola dello sterzo.
12) Rivestimento.
13) Rivestimento del motore.
14) Fari.
15) Radiatore.
16) Ventilatore.
17) Scatola del magnete.
18) Sostegni.

leggera può essere fissata in circa 2000 RM. e ammortizzata in mesi 2000:195 = circa 11 mesi. A partire da quel momento risulta una eccedenza corrente di 195 RM. mensili che può coprire, ad es., la paga del conducente o le spese per il carburante per circa 3400 km. di percorso.

Già nella costruzione degli autocarri si è avuto qualche tentativo di costruzione leggera, mentre per le vetture per passeggeri di piccola e media cilindrata il peso per HP è ancora relativamente alto.

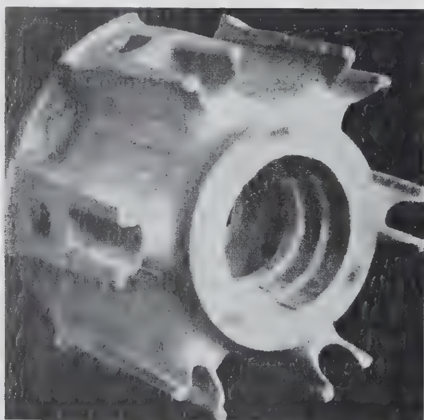


Fig. 3 - Centro ruota di autocarro in lega di alluminio.

Su 41 veicoli da passeggeri esaminati 16 avevano un peso per HP di 25 kg; 19 un peso per HP di 26-35 kg.

Per quei veicoli aventi un peso per HP minore di 25 kg. si usano motori superiori a 50 HP. Per i veicoli con pesi per HP di 26-35 kg. si usano motori di potenza assai minore dei 50 HP. Per i compratori di veicoli di questo tipo la riduzione delle spese di esercizio è di particolare interesse; inoltre questi compratori disponendo di un veicolo molto leggero, possono richiedere alla loro vettura quasi le stesse qualità di velocità e accelerazione di quelle con motore più potente.

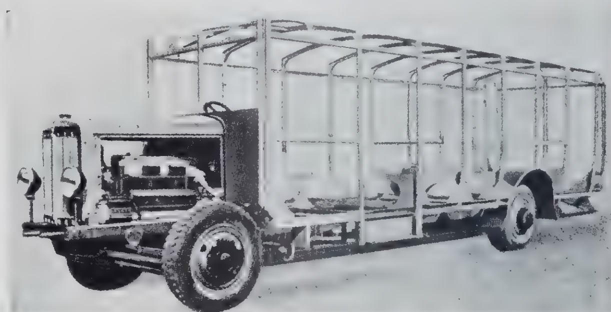


Fig. 4 - Carrozzeria di autobus in lega d'alluminio.

Una statistica sul peso per HP di 45 tipi di autocarri dà il seguente quadro:

4	tipi di vetture	con un	peso	di potenza	di	70- 90 kg/HP
12	»	»	»	»		91-100 kg/HP
16	»	»	»	»		100-110 kg/HP
9	»	»	»	»		111-120 kg/HP
4	»	»	»	»		121-135 kg/HP

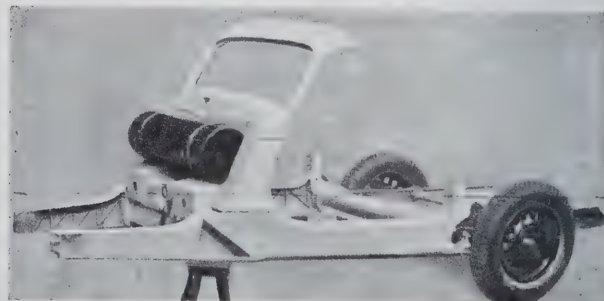


Fig. 5 - Parti anteriori di telaio e carrozzeria fuse in silumin.

Su 13 autocarri con un peso per HP di 111-135 kg. sei tipi erano arredati di carrozzeria per autobus, il che origina in parte i maggiori pesi per HP. Realizzando razionalmente il concetto di costruzione leggera si possono generalmente ottenere pesi di 95-100 kg/HP e quindi contribuire ad aumentare i vantaggi economici dei veicoli. Se si considerano i risparmi globali nelle spese annuali di esercizio, fissando una media di 125 RM. per autoveicolo, ne risulta per 1.100.000 vetture che sono in circolazione in Germania un vantaggio economico di 1.100.000 x 125 = 137,5 milioni di marchi.

Per gli autocarri, fissando una media annuale di 750 RM. economizzati nelle spese di esercizio e moltiplicando tale cifra per i 280.000 veicoli in circolazione, si ha un profitto di 280.000 x 750 = 210.000.000 di RM.

In totale, quindi, l'economia nazionale tedesca congloba un profitto di 347 milioni di marchi all'anno, a partire dal momento in cui il maggior costo del più caro veicolo di costruzione leggera è stato ammortizzato.

Queste cifre dimostrano che il costruttore di autoveicoli, usando largamente come materiale di costruzione le leghe di alluminio, non solo offre all'acquirente un veicolo che presenta i massimi vantaggi economici, ma concorre anche e in misura non trascurabile al benessere economico del proprio Paese.

P. R.

e) Varie

— — - **Sviluppi e progressi dell'alluminio** - « Mining and Metallurgy » XIX, pp. 431-435 (1938).

Le applicazioni dell'alluminio in industrie quali quella dei trasporti, quella mineraria, e quella delle costruzioni risalgono sino dalla metà del XIX° secolo.

Quando questo metallo era ancora considerato come prezioso, Napoleone III intravide l'applicazione dell'alluminio attraverso una serie di costruzioni di articoli bellici. Ma se allora l'imperatore francese per ovvie ragioni fallì nei suoi progetti, i moderni napoleoni dell'industria sono riusciti con immenso successo a realizzare le più grandi applicazioni, specie dove ci sono forti masse in movimento. La leggerezza di questo metallo, ha reso possibile la realizzazione di treni ultrarapidi e di aeroplani giganti quali il Douglas ed il Boeing.

Praticamente la produzione industriale di questo metallo data dal 1886 quando Charles Martin Hall perfezionò il processo elettrolitico.

Sorgente principale dell'alluminio è la bauxite. Essa è un ossido idrato di alluminio ricavabile in giacimenti di diverso tipo. La bauxite trova non solo impiego nella produzione dell'alluminio ma viene sfruttata largamente per la fabbricazione di abrasivi artificiali, di cementi varii, e di materiali coibenti.

Le principali zone che offrono un vasto sfruttamento della bauxite sono: Var (Francia meridionale), Arkansas, Surinam (Guaiana olandese), l'Ungheria occidentale, la Guaiana britannica, l'Istria in Italia, la Dalmazia in Jugoslavia, Herault nella Francia meridionale e la Georgia Alabama-Tennesse.

Il processo che è maggiormente usato per la trasformazione della bauxite in allumina è quello di Bayer. L'attacco del minerale viene operato con soda caustica che serve a sciogliere l'ossido di alluminio presente nella bauxite e permette inoltre di eliminare per filtrazione le varie impurezze insolubili. L'alluminio viene quindi riprecipitato sotto forma di idrato che è calcinato per ottenere l'ossido di alluminio puro.

Dall'ossido di alluminio, l'alluminio metallico viene ricavato secondo il processo di Hall-Hecoult. L'allumina viene disciolta nella criolite fusa liberando ossigeno che si combina con gli anodi dando luogo a formazione di ossido di carbonio. L'alluminio metallico si deposita sul fondo della cella elettrolitica. La quantità di elettricità necessaria per la produzione di 1 kg di alluminio è di circa 25 kWh. Dato la bassa produzione giornaliera di alluminio di ogni cella elettrolitica (il tipo più grande produce circa 2 tonnellate di alluminio al giorno) si può facilmente comprendere quanta importanza assuma il costo del kWh, per ottenere una produzione economicamente attuabile.

Le basse caratteristiche meccaniche che l'alluminio puro offre, possono venire notevolmente esaltate quando ad esso vengano aggiunte quantità variabili di elementi estranei quali il silicio, il magnesio, lo zinco, il nichel ed il rame. Le leghe che così si ottengono hanno un peso specifico praticamente uguale a quello dell'alluminio puro, e sono di largo uso per molte applicazioni di grande importanza.

Osserviamo ad esempio l'industria dei trasporti. Questa industria incide notevolmente sul consumo dell'alluminio potendo valutare che per le sue applicazioni viene adoperato circa il 40% della produzione complessiva. Nelle costruzioni aeronautiche, dove il fattore peso è di capitale importanza, il duralluminio ha trovato notevolissime applicazioni, tanto da divenire in breve tempo il metallo tipicamente adatto per questo genere di costruzioni.

Nell'ambiente aeronautico internazionale l'attenzione ora è rivolta agli apparecchi giganti di recentissima costruzione (1938) quali il Douglas D. C. 4 ed il Boeing 314 Clipper, entrambi realizzati in gran parte con lamiere di lega 24 ST e di Alclad.

Il primo fu costruito per essere adibito al servizio di cinque grandi linee aeree attraversanti gli Stati Uniti e si prevede che esso rappresenterà uno dei più moderni e stupendi apparecchi civili finora costruiti. Potrà portare quarantadue passeggeri.

Il secondo, è il più grosso degli idrovolanti americani finora costruiti. Ha un peso di 41 tonnellate e può portare 74 passeggeri se attrezzato per voli diurni, e 40 passeggeri se è invece attrezzato per voli notturni. Il suo raggio di azione con 40 persone a bordo raggiunge le 4000 miglia. Sei di questi colossi sono ora in costruzione per essere adibiti al servizio della « Pan American Airways ».

Anche nelle ferrovie l'alluminio ha trovato fonti per vastissime applicazioni. Nel 1934 venne costruito il treno ultrarapido, realizzato interamente in alluminio, per conto della « Union Pacific » e fu appunto questo primo tentativo riuscito brillantemente che diede il segnale di partenza per una generale applicazione del metallo leggero nelle costruzioni ferroviarie. I carri merci, ad esempio, sono ora costruiti in questo modo, ed in questi ultimi 3 anni vennero costruiti ben 69 carri cisterna con il corpo in alluminio, per conto di varie industrie chimiche.

In quanto alle applicazioni delle leghe di alluminio a costruzioni nautiche i primi tentativi si notano in questi ultimi anni. La ragione fondamentale sta nello sviluppo assunto dalle leghe particolarmente resistenti all'acqua di mare ed alla atmosfera salina, e composte tutte le quantità variabili di silicio, magnesio, manganese e cromo.

Queste leghe che ora abbiamo accennato sono state largamente usate per la costruzione dei tre più moderni ferry-boats di New-York e sono sempre richieste dalla marina da guerra americana.

Anche negli impianti minerari l'alluminio viene usato con grandissimo vantaggio grazie al suo basso peso specifico che permette di ridurre dal 30 al 60% il peso degli impianti di sollevamento, montacarichi ecc., prima costruiti in acciaio.

Sia nell'architettura come nelle costruzioni civili l'alluminio è largamente usato per la sua lucentezza e per la sua inalterabilità. Sotto forma di fogli sottili esso viene impiegato come materiale isolante grazie al suo alto potere riflettente.

Recentemente vennero adoperati più di 5000 m² di alluminio in fogli per rivestire il famoso telescopio posto sul Monte Pallomar in California appunto per evitare che gli sbalzi notevoli di temperatura potessero danneggiare il delicato strumento. Lo

specchio di questo telescopio è largo 5,80 m ed è coperto con una sottile lastra di alluminio.

In quanto ai telai in alluminio per le finestre degli edifici industriali, essi sono già in uso da parecchio tempo e con ottimo risultato. Ora questa applicazione viene sfruttata largamente anche nelle abitazioni civili. Le comunissime persiane alla veneziana — normalmente costruite in legno — vengono ora fornite in alluminio e con generale soddisfazione.

Un'altra importantissima applicazione dell'alluminio è evidente nei grandi impianti elettrici. Già da tempo le linee elettriche vengono costruite con fili di alluminio rinforzati con un'anima di acciaio.

Nel 1937 queste linee servivano già per oltre 237 miglia la « Metropolitan Water District » della California meridionale per portare l'energia elettrica da « Boulder Dann » all'acquedotto del fiume Colorado. Le linee in alluminio, sono ora usate anche per il trasporto di correnti di 230.000 Volt che vanno da « Boulder Dann » a Los Angeles.

Nell'industria chimica l'alluminio è usato largamente principalmente per tre doti preziose accanto a quella della sua leggerezza: 1°) ha una elevata resistenza alla corrosione; 2°) possiede una grande conduttività termica; 3°) è completamente privo di prodotti, dovuti alla corrosione, tossici o colorati.

Le industrie farmaceutiche e alimentari, sfruttano assai queste proprietà dell'alluminio, che si presenta per esse come il materiale ideale per la confezione dei loro prodotti.

L'industria del petrolio utilizza largamente l'alluminio, sia per la raffinazione sia per il trasporto del combustibile. Anche in questa, come nelle precedenti industrie che abbiamo man mano elencate, si fa largo appello alle doti di questo metallo e lo dimostrano infatti le varie applicazioni che vengono eseguite in tutto il ciclo di lavorazione.

E' però evidente che tutte queste innumerevoli applicazioni di cui noi abbiamo dato rapido cenno, non sono state realizzate col solo alluminio, bensì con l'aiuto di uno svariato numero di leghe di alluminio. E' per certo che lo sviluppo di queste leghe ebbe inizio quando il Wild in Germania presentò il duralluminio come materiale dotato di elevate caratteristiche meccaniche; materiale che trova nella lega S. T. americana, proprietà pressochè analoghe.

Oggidì in pratica sono usati vari tipi di leghe e che rispondono esattamente allo scopo per cui vennero realizzate. Ad esempio la 24 S. T., sempre americana, per applicazioni costruttive, navali ecc.; la 53 S, composta essenzialmente di alluminio, magnesio, silicio e cromo, è consigliata in particolari condizioni come materiale resistente alla corrosione. Nuove leghe da fonderia sono la 220 e la 214; la prima offre una resistenza meccanica elevatissima, e come pure la 214, ha una eccellente resistenza alla corrosione.

F. S.

PROF. *UMBERTO FERRARI, Direttore responsabile.* ARTI GRAFICHE STEFANO PINELLI - VIA BORDONI, 2 - MILANO

ALLUMINIO



N. 2 • MARZO • APRILE 1939-XVII

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA FEDERAZIONE NAZ. FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Anno VIII - N. 2 Marzo-Aprile 1939-XVII

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA FEDERAZIONE NAZIONALE FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI



Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

Redazione, Amministrazione e Pubblicità:
Via Cappellari N. 2 - **MILANO** - Telefono N. 84-569

Un Numero separato . . Italia L. 10 - Estero L. 15
Abbonamento . . . . . „ „ 50 - „ „ 80

Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. 100 Estero L. 170

SOMMARIO

Le Memorie pubblicate nella Rivista vengono compensate.

CONCORSI A PREMI PER IL 1940

I.

GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA FEDERAZIONE NAZIONALE FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Il Gruppo Metalli Leggeri della Federazione Nazionale Fascista degli Industriali Metallurgici, allo scopo di incoraggiare gli studi relativi all'alluminio e alle leghe leggere da esso derivate, proseguendo nella tradizione seguita già da qualche anno, ha deciso di bandire un nuovo concorso a premi da destinarsi agli autori che presenteranno, entro il 28 Ottobre 1940, le migliori memorie su temi inerenti la Metallurgia, la Metallografia e la Tecnologia dell'alluminio e delle sue leghe.

Le memorie dovranno essere originali; sarà data la preferenza alle memorie di carattere sperimentale.

I concorsi sono dotati di premi per l'importo complessivo di L. 10.000 (diecimila) da ripartire, secondo il giudizio della Commissione, fra gli autori dei lavori più meritevoli.

La Commissione giudicatrice è costituita dai Signori:

Sarracino Ten. Gen. Dr. Ing. Luigi
Sirovich Prof. Ing. Dr. Comm. Giulio
Losana Prof. Dr. Luigi
Panseri Prof. Dr. Ing. Carlo
Pramaggiore Dr. Ing. Carlo
Scarpa Prof. Dr. Oscar.
Ferreri Dott. Ing. Vittorio.

I lavori dovranno essere presentati anonimi, controdistinguendoli con un motto che verrà ripetuto sopra una busta sigillata contenente una scheda col nome e l'indirizzo del concorrente.

Verranno aperte solamente le buste delle memorie che la Commissione giudicherà meritevoli di premio.

I manoscritti, in triplice copia, e le buste sigillate dovranno pervenire alla Redazione della Rivista « Alluminio » Via Cappellari 2 - Milano - non oltre le ore 24 del giorno 28 Ottobre 1940.

II.

CONSIGLIO NAZIONALE DELLE RICERCHE - COMITATO PER L'INGEGNERIA REPARTO PER L'INGEGNERIA MECCANICA

Il Comitato per l'Ingegneria del C. N. d. R. (Reparto per l'Ingegneria Meccanica) su proposta della Commissione per lo Studio delle Leghe dei Metalli Leggeri della Associazione Italiana per i Materiali da Costruzione (S. I. M.), allo scopo di incoraggiare gli studi relativi alle applicazioni dell'Alluminio e del Magnesio e di divulgare la conoscenza delle loro proprietà in vista delle possibili applicazioni, bandisce due concorsi a premi come appresso specificati:

I° Concorso.

Ricerche sperimentali sulla esecuzione e sul comportamento meccanico dei collegamenti nelle carpenterie di leghe di alluminio di alta resistenza in vista dell'estensione dell'impiego di questi materiali alle grandi costruzioni metalliche.

II° Concorso.

Memoria sul magnesio e sulle sue leghe, rivolta a dare una visione aggiornata e chiara di tutte le pro-

prietà di tali materiali con particolare riguardo alla loro tecnologia ed alle loro applicazioni nel dominio delle Costruzioni meccaniche.

Per ciascuno dei due concorsi è a disposizione della Commissione Giudicatrice, per premi, una somma di Lire 5.000.

I concorrenti dovranno presentare i loro lavori inediti, dattilografati, in triplice copia, entro il 28 ottobre 1940 indirizzandoli al Comitato per l'Ingegneria del Consiglio Nazionale delle Ricerche (Piazzale delle Scienze 7 - Roma) con l'indicazione aggiuntiva: « Concorsi per studi sulle Leghe leggere ».

I lavori non dovranno essere firmati ma solo contraddistinti con un motto ripetuto sopra una busta sigillata contenente il nome e l'indirizzo del concorrente.

La Commissione, che sarà nominata alla scadenza del termine fissato per il Concorso dal Comitato per l'Ingegneria del C. N. d. R., giudicherà inappellabilmente ed avrà la facoltà di proporre che la somma a disposizione per ciascun concorso sia assegnata in tutto o in parte ad un solo od al massimo a due concorrenti.

La Commissione potrà anche proporre che nessun premio sia assegnato.

La Commissione potrà segnalare i lavori, oltre quelli premiati, che presentino, a suo giudizio, qualche lato pregevole.

La Commissione aprirà solo le buste dei lavori premiati o meritevoli di segnalazione.

I lavori premiati potranno essere pubblicati integralmente o nella parte che ha maggiore attinenza col programma di concorso sulla Rivista « Alluminio ».

COMUNICATO

Il giorno 13 gennaio 1939-XVII si è riunita la Commissione giudicatrice dei concorsi a premi per il 1938, indetti del Gruppo Metalli Leggeri della Federazione Nazionale Fascista degli Industriali Metallurgici.

Le memorie presentate al concorso furono 2 aventi rispettivamente per titolo:

a) « Il filo di alluminio ossidato per gli avvolgimenti delle macchine elettriche » (motto « Electro »).

b) « Effetto della variazione della velocità di raffreddamento sulla struttura microscopica di alcune leghe ternarie a base di alluminio » (motto « Per minima ad maxima »).

La memoria distinta dal motto « Electro » è stata riconosciuta dalla Commissione di un certo interesse pratico, in quanto porta un contributo applicativo non indifferente anche considerato nel campo autarchico. La Commissione ha tuttavia rilevato che la memoria difetta di quel carattere di originalità sperimentale che sarebbe stato particolarmente desiderabile dato che l'argomento trattato era già altrimenti noto attraverso trattazioni similari a quella presentata dall'autore e comparse in periodici tecnici.

La memoria distinta dal motto « Per minima ad maxima » rappresenta un accurato studio metallografico encomiabile sopra tutto per la tecnica operatoria che appare particolarmente raffinata. Manca tuttavia alla pubblicazione una sufficiente documentazione che possa dare modo alla Commissione di rendersi esatto conto della razionalità delle deduzioni alla quale arriva l'autore e del metodo sperimentale da lui seguito per stabilire i vari diagrammi dei sistemi ternari considerati.

Premesso quanto sopra la Commissione giudicatrice si è trovata concorde nel ritenere che il materiale esaminato non rispondesse sufficientemente al concetto informatore del Bando di concorso e pertanto non meritevole di un premio.

Entrambe le memorie sono state ritenute invece pubblicabili sulla rivista « Alluminio » previo completamento delle parti manchevoli. Esse sono quindi tenute a disposizione degli autori affinchè, ove questi lo ritengano opportuno, possano mettersi in contatto con la Redazione della Rivista per gli accordi del caso.

La Commissione ha inoltre deciso di indire un nuovo concorso per il 1940 cumulando la cifra rimasta disponibile dal precedente concorso con quella eguale che verrà stanziata per il 1940.

STUDIO SUL BERILLIO

L. LOSANA

NOTA I.
PROPRIETÀ DEL BERILLIO AD ALTO GRADO DI PUREZZA

Nel presente lavoro vengono esposti i metodi per ottenere berillio ad elevato grado di purezza. Sul materiale così prodotto furono esaminate varie caratteristiche fisico chimiche finora incerte o sconosciute. Si è potuto definire il valore del peso specifico, punto di fusione, calore specifico, calore di fusione, dilatazione termica, potere termoelettrico, durezza, trasparenza ai raggi X.

E' stata messa in evidenza la variazione fortissima delle suddette caratteristiche in funzione del titolo in berillio entro limiti ristretti. Si è riscontrata una anomalia tra 600° e 700° che potrebbe far presumere una eventuale allotropia del berillio. Gli studi relativi sono proseguiti.

Class. Dec. 669.725.1

La conoscenza precisa e sicura delle proprietà fisico chimiche del berillio è quanto mai scarsa a causa delle gravi difficoltà che si incontrano nel preparare questo elemento ad un grado di purezza elevato. Ne consegue che molti lavori furono eseguiti su campioni di berillio più o meno puro e con scarti talora notevoli nelle percentuali delle più comuni impurezze che hanno inevitabilmente causato errori e incertezze non poche.

E' frequente trovare, anche recentemente, nella letteratura scientifica delle misure riferite a berillio con 97,5; 97,2 e anche 96,3% di titolo: è ovvio che i valori non solo non possono essere confrontabili tra loro, ma nulla hanno a vedere con quelli pertinenti realmente al metallo puro.

Ora si è visto che le proprietà fisico-meccaniche subiscono variazioni profonde in funzione del titolo in berillio: così p. e. mentre il materiale con 98,5 è durissimo, fragile e grossolanamente cristallizzato, quello a 99,6 è molto più tenero, presenta notevole tenacità ed ha una struttura assai più fina (1).

Basta poi esaminare i valori correntemente attribuiti alle proprietà fisico-chimiche per convincersi del disorientamento che prova chi debba farsene un'idea. Così p. es. il peso specifico è indicato come : 1,73 da Lebeau (2); 2,13 da Reynolds (3); 1,64 da Nilson e Petterson (4); 1,84 da Fichter e Jablzynsky (5); 1,85 da Hipkins e Meyer (6); 1,82 da Richards, Hall e Mair (7) senza ricordare le antiche misure di Debray e altri (8).

Così pure il punto di fusione è indicato dai vari sperimentatori citati, tra 1180° e 1340° e se si vanno a considerare altre proprietà fisiche, troviamo valori ancora molto più discordanti.

Tutto questo perchè si è operato quasi sempre su campioni di metallo non puro, o quantomeno, non perfettamente puri, che hanno date le divergenze accennate.

Sta di fatto che il berillio perfettamente puro non esiste in commercio ed è difficilissimo prepararlo a un accettabile grado di purezza, mentre sarebbe del massimo interesse teorico e pratico conoscerne con precisione le caratteristiche.

Tra i lavori recenti su tale argomento sono da ricordare quelli di Stott (9); quelli di Hilling, di Masing e collaboratori (10) ed essenzialmente di Sloman (11) che ha studiato con la massima precisione il metodo per ottenere un metallo purissimo ed ha eseguite su questo alcune determinazioni molto interessanti.

Molti lavori poi sono essenzialmente di compilazione e apportano solo qualche contributo sperimentale al complesso di conoscenze acquisite (12). Siamo in questo argomento in una situazione simile a quella che si verificava anni addietro per l'alluminio che non esisteva allo stato perfettamente puro e non permetteva quindi l'accertamento rigoroso delle sue caratteristiche.

Per questi motivi ho creduto utile una indagine sistematica intesa a stabilire dei valori possibilmente esatti per le proprietà fisico-chimiche del berillio ad un elevato grado di purezza ed a studiarne le leghe principali sotto i più interessanti aspetti teorici pratici.

Ho intrapreso questo studio con la collaborazione della Società Anonima Processi Privative Industriali di Milano che fabbrica con speciale procedimento berillio e le-

(1) STOTT - Am. Inst. of mining and met. eng. T. P. n. 738 - 1936. V. anche: Pascal - Chimica inorganica - Vol. VII id.: Siemens Konzern 1932 - id.: Gmelin - Handbuch Anorg. ch. id. Guillet - Metalli leggeri - Vol. I - Dunod, Paris.
(2) Ann. de Chimie Phys. 7 - 16 - 495 - 1899.
(3) Phyl. Mag. 5-3-38 - 1876.
(4) Wied. Ann. - 4 - 554 - 1888.
(5) Ber. 46 - 1604 - 1913.
(6) Trans. Ann. Elektr. Soc. 45 - 480 - 1924.
(7) Journ. Ann. Chim. Soc. 50 - 3304 - 1928.
(8) GMELIN - Hand. Anorg. Ch., 1930.

(9) STOTT, opera citata.
(10) Siemens Konzern., op. cit.
(11) Journ. Inst. of. Metals., 1932 - 386.
(12) ESPE e KROLL - Werstofftende den Hochovacuum Tech., 1937. - V. anche Guillet - opera citata, ecc.

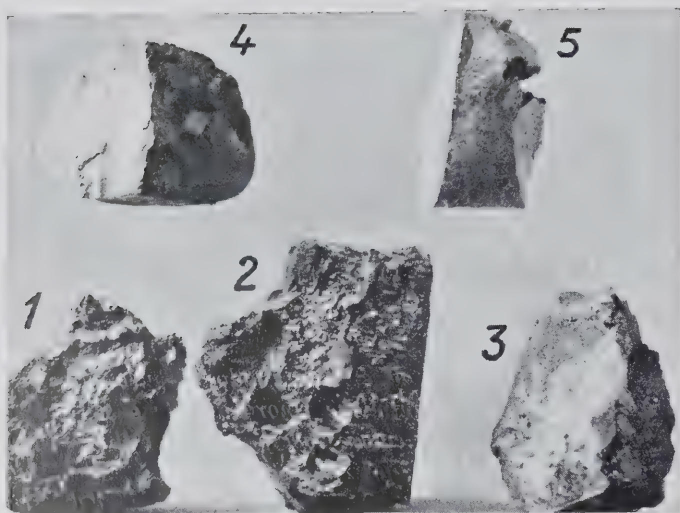


Fig. 1

ghe relative nello stabilimento di Chivasso. Ho potuto così avere a disposizione del materiale vario e abbondante, come certo non si ebbe mai e procedere alle indagini senza la preoccupazione della minima quantità di prodotti disponibili. Porgo alla suddetta Società i più vivi ringraziamenti.

Sono partito anzitutto da vari campioni di berillio tecnico di provenienza diversa la cui analisi è riportata nella tabella seguente:

Tabella 1

	1	2	3	4	5
Berillio . .	97.354	97.882	98.546	98.784	99.024
Alluminio .	0.896	0.540	0.564	0.490	0.220
Magnesio .	0.168	0.096	0.210	0.018	0.108
Sodio . . .	tracce	tracce	0.012	0.021	tracce
Silicio . . .	0.142	0.184	0.092	0.078	0.102
Potassio . .	tracce	tracce	tracce	tracce	tracce
Ferro . . .	1.382	1.198	0.525	0.482	0.502
Manganese .	0.007	0.023	tracce	tracce	0.024
Rame . . .	0.039	0.028	0.031	0.102	0.011
Carbonio .	tracce	0.022	tracce	0.018	0.013
Calcio . . .	tracce	tracce	0.006	tracce	tracce
Nichelio . .	tracce	—	—	tracce	—

Si tratta quindi in ogni caso di campioni assai impuri e tali da presentare sicuramente differenze notevoli di proprietà e di comportamento. Tutti sono a cristallizzazione grossolana con elementi di notevoli dimensioni, specialmente i nn. 1 e 2 (fig. 1).

Esaminando coi raggi X i campioni per trasparenza si notano delle differenze, più o meno sentite a seconda del tenore in berillio, ma sempre ben visibili. La fig. 2 mostra appunto la radiografia dei 5 campioni ridotti in graniglia di 0,2 mm circa e posta in una piccola scatola cilindrica di celluloide; lo spessore è in ogni caso di 20 mm ed è ben chiara la differente trasparenza ai raggi X. Non vi è nemmeno da pensare in simili condizioni di poter eseguire un serio e razionale confronto e, peggio ancora, dedurre dei valori per le caratteristiche fisico-chimiche.

Ho cercato quindi di depurare i singoli campioni per fusione in bagno salino. Dopo molti tentativi ho usato una miscela di fluoruro di berillio con fluoruro di magnesio e di altri elementi. Operando in tal modo si può avere l'eliminazione del magnesio che volatilizza, o reagisce, del silicio che reagisce, del ferro e dell'alluminio che sono trasformati in fluoruro ed eliminati per volatilizzazione. Occorre lavorare intorno a 1300° almeno e la cosa non è facile: non si può riscaldare nel vuoto perchè la miscela salina si decompone immediatamente; cosa che avviene del resto anche a pressione ordinaria, sebbene molto più lentamente. Purtroppo viene perduta una notevole quantità di berillio e la resa non è certo tale da far presagire un'applicazione tecnica: nel caso presente si trattava solo di avere una piccola quantità di metallo puro.

Onde evitare ogni fenomeno di ossidazione abbiamo operato in atmosfera di argo. Una seria difficoltà è data dal materiale per il crogiolo: silice; allumina; metalli diversi, sono rapidamente intaccati. Così pure la magnesia, anche del tipo pesante sinterizzato.

Tabella 2

	1 bis	2 bis	3 bis	4 bis	5 bis
Berillio . .	99.326	99.384	99.530	99.502	99.580
Alluminio .	0.224	0.210	0.218	0.202	0.210
Magnesio . .	tracce	—	tracce	—	—
Sodio . . .	tracce	—	tracce	tracce	tracce
Silicio . . .	—	—	tracce	tracce	—
Potassio . .	—	—	tracce	—	—
Ferro . . .	0.396	0.325	0.206	0.180	0.182
Manganese .	tracce	—	—	—	—
Rame . . .	0.042	0.034	0.035	0.112	0.012
Carbonio . .	tracce	0.008	tracce	tracce	tracce
Calcio . . .	—	—	tracce	—	—
Nichelio . .	—	—	—	tracce	tracce

Dopo molti tentativi ho usato l'ossido di berillio, purissimo al 99,8% preparato dalla suddetta Società, reso stabile per riscaldamento a 1700°, impastato con meno dell'1% di caolino e cotto fino a sinterizzazione intorno a 2000°. I piccoli crogiuoli così ottenuti, pur risultando intaccati, sono tali da consentire l'operazione completa

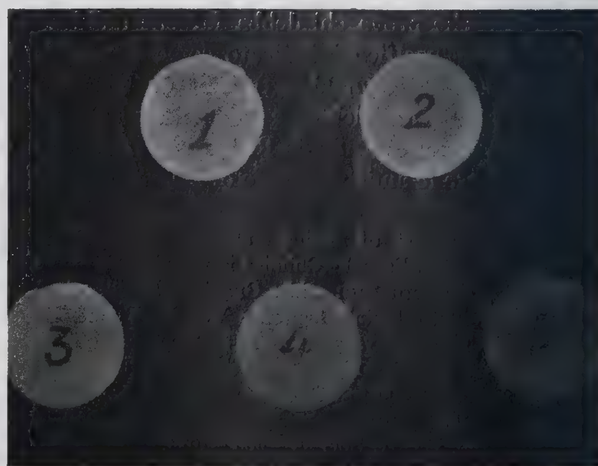


Fig. 2

di fusione. Dopo 20 minuti di riscaldamento si ottennero blocchetti metallici della seguente composizione.

Il miglioramento del titolo è in ogni caso evidentissimo. Il rame non viene affatto eliminato, mentre il ferro e l'alluminio subiscono una forte diminuzione.

Osservo che l'alluminio — presente in misura differentissima da tipo a tipo in partenza — non subisce una eliminazione proporzionale, ma tende ad un valore limite in ogni caso e precisamente circa 0,2% del berillio.

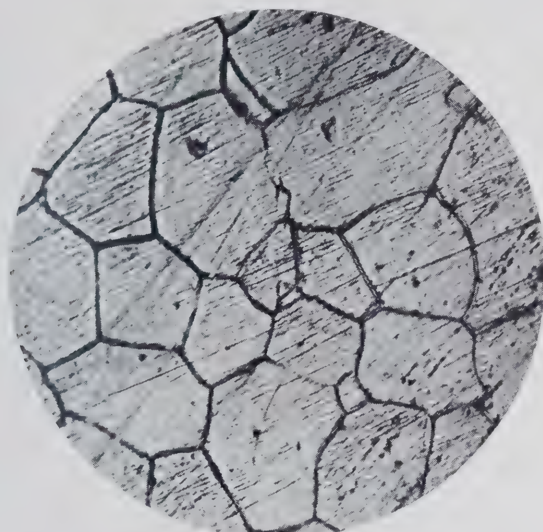


Fig. 3 - Attacco profondo con HCl 2%. × 225.

Ho proseguito i tentativi di ulteriore affinazione, ma senza grande successo a causa delle perdite enormi che si verificano. I risultati a cui si è pervenuto con successive fusioni in ambiente fluorurante, furono i seguenti:

	1 ter	2 ter	3 ter	4 ter	5 ter
Berillio . .	99.518	99.566	99.596	99.510	99.602
Alluminio .	0.229	0.225	0.208	0.220	0.200
Ferro . . .	0.202	0.164	0.152	0.146	0.148
Rame . . .	0.044	0.035	0.035	0.110	0.015

Gli altri elementi prima ricordati si trovano presenti solo in tracce non dosabili oppure sono assenti.

In una ulteriore fusione sono arrivato ad ottenere un piccolo regolo di gr. 5,82 avente la composizione seguente:

	n. 6
Berillio	99.781 %
Alluminio	0.170 %
Ferro	0.042 %
Rame	0.011 %

che rappresenta il miglior risultato a cui ho potuto pervenire attraverso il sistema descritto.

Ho cercato allora di proseguire i tentativi per ottenere del berillio purissimo, seguendo un metodo speciale di preparazione.

Anzitutto sono partito dal fluoruro tecnico di Be contenente circa 88% di BeF_2 ed ho praticata una estrazione con alcool assoluto in ambiente secco e privo di aria. L'operazione mi ha dato del sale bianco e perfettamente cristallizzato che, trattato per estrazioni successive, mi ha fornito un prodotto nella seguente composizione:

	Trovato	Calcolato per BeF_2
Berillio	19,24	19,15
Fluoro	80,70	80,85
Rame	assenza	—
Ferro	0.023	—
Alluminio	tracce	—

Questo sale purissimo venne trattato secondo i brevetti della Soc. Processi Privative Industriali per ottenerne il metallo operando in ambiente inerte per argo entro crogiuoli di ossido di berillio purissimo e, dopo vari tentativi infruttuosi, siamo pervenuti ad una lega molto pura. Sono spiacente di non potere per ora entrare in dettagli di lavorazione per evidenti motivi industriali.

La lega ottenuta aveva la seguente composizione:

	n. 8
Berillio	92.864 %
Magnesio	2.086 %
Zinco	5.042 %
Alluminio	—
Rame	—
Manganese	—
Ferro	tracce
Carbonio	»
Ossigeno	—

Detta lega venne fusa e riscaldata a lungo in crogiuolo di ossido di berillio sinterizzato, nel vuoto a 1450° e si ottenne dopo varie fusioni un materiale della seguente analisi:

	n. 9
Berillio	99.962 %
Magnesio	—
Zinco	tracce
Alluminio	—
Rame	—
Ferro	tracce
Silicio	»
Carbonio	—
Ossigeno	—

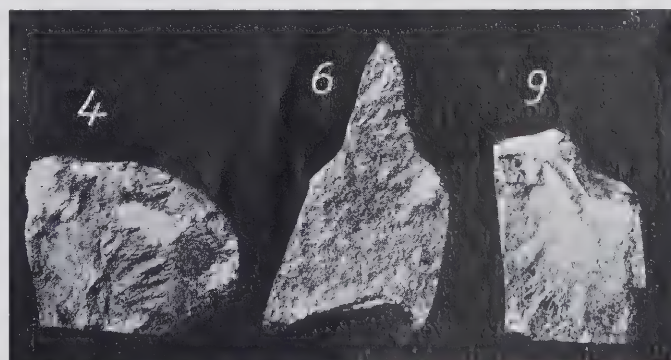


Fig. 4



Fig. 5

Per quante prove si siano fatte non ho potuto oltrepassare questo titolo che rappresenta per altro un notevole risultato.

Nella fig. 3 è riportata una micrografia di detto campione da cui appare chiara la struttura assai omogenea.

Una serie di tentativi per ottenere attualmente il berillio assolutamente puro è in corso, mediante la volatilizzazione nel vuoto con mezzi diversi: non posso ancora dire nulla di preciso, ma riferirò quanto prima.

Per ora colla sublimazione nel vuoto siamo solo arrivati a delle pellicole sottilissime che sono indubbiamente diverso dalle altre: la fig. 4 riporta tali aspetti dai quali risulta una grana molto più fina rispetto ai campioni più poveri in berillio.

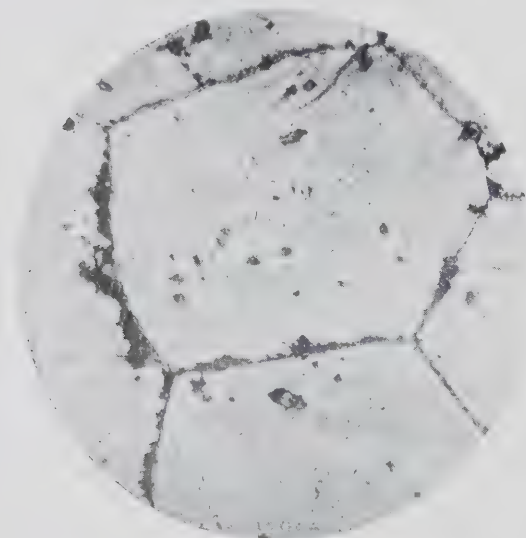
Nella fig. 5 si hanno le radiografie di trasparenza che non abbisognano di commenti. La fig. 6 riporta alcune micrografie dei diversi campioni.

La varie determinazioni hanno dati i seguenti valori.

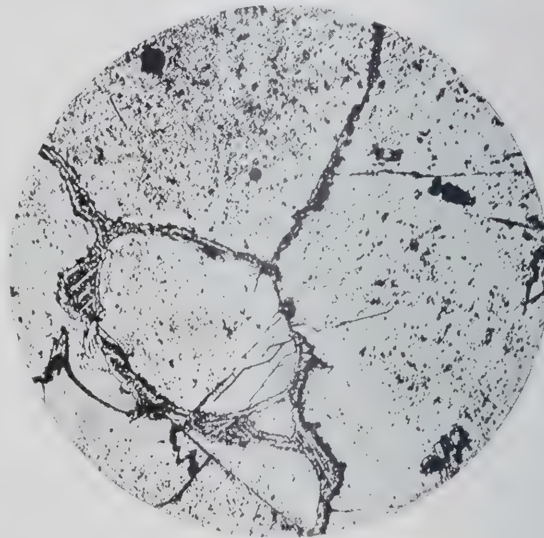
Peso specifico.

Determinato con picnometro di precisione a 18° usando toluolo purissimo ed eseguendo cinque prove per ogni campione:

	1 ter	5 ter	6	9
1	1.902	1.863	1.830	1.816
2	1.900	1.860	1.828	1.814
3	1.902	1.862	1.826	1.816
4	1.896	1.864	1.826	1.818
5	1.898	1.864	1.828	1.818
Media	1.899	1.862	1.827	1.816



N° 6 × 450

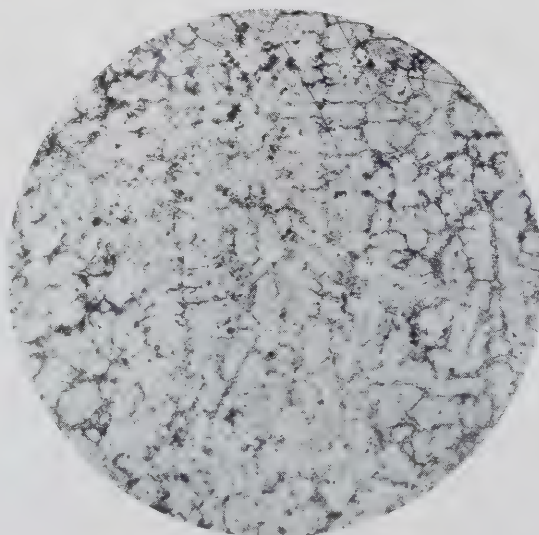


N° 5 ter × 450

te molto pure, ma possono prestarsi tutt' al più per misure indirette le quali hanno una attendibilità molto relativa.

Ho preparate alcune barrette prismatiche con le leghe n. 1 ter (99.518%); n. 5 ter (99.602%); n. 6 (99.781%) e con l'ultima descritta che porta il n. 9 (99.962%). Data la difficoltà di preparazione e le perdite fortissime di materiale ho dapprima eseguite le prove conservative, poi le distruttive e quelle chimiche.

L'aspetto della zona di frattura della n. 9 è nettamen-



N° 5 × 450

Fig. 6

Nelle condizioni descritte e tenendo conto della precisione presumibile dei vari procedimenti, possiamo fissare il peso specifico del berillio al 99,96%:

$$d_{18} = 1.816 \pm 0.002.$$

Dilatazione termica.

Venne misurata con un dilatometro di silice fusa e amplificatore a specchio mobile. L'apparecchio era stato precedentemente tarato e controllato mediante misure su barrette di argento e di nichelio.

Vennero eseguite alcune

serie di prove assumendo la media dei risultati. Abbiamo riscontrato frequenti insuccessi dovuti ad eterogeneità strutturali; prima di addivenire alla misura la sbarretta venne sottoposta ad un lentissimo riscaldamento e raffreddamento. Inoltre ne fu controllata l'integrità perfetta mediante esame radiografico.

Si ebbero i valori seguenti:

Temperatura	coefficiente di dilatazione
10°	11.86×10^{-6}
25°	11.93×10^{-6}
50°	11.98×10^{-6}
75°	12.09×10^{-6}
100°	12.20×10^{-6}
200°	12.82×10^{-6}
300°	13.56×10^{-6}
400°	14.10×10^{-6}
500°	14.82×10^{-6}
600°	15.60×10^{-6}
700°	16.75×10^{-6}
800°	17.92×10^{-6}
900°	19.20×10^{-6}
1000°	20.26×10^{-6}
1100°	21.88×10^{-6}
1200°	23.70×10^{-6}

I numeri indicano il coefficiente medio alla temperatura indicata nell'intervallo di ± 10°. Tutte le misure furono eseguite in ambiente perfettamente neutro.

La fig. 7 riporta graficamente i risultati. Si nota un incurvamento particolare intorno ai 650°; non posso per ora formulare nulla di preciso su questo punto e sono in corso delle esperienze supplementari di precisione Osservo però che potrebbe benissimo corrispondere ad una trasformazione allotropica tra 650° e 700°.

Furono pure eseguite alcune misure del coefficiente di dilatazione cubica mediante l'apparecchio differenziale Montemartini e Losana (13) con immersione del campione in olio di vaselina. Vennero così calcolati i seguenti valori del coefficiente lineare:

Tra 25° e 75°	12.02×10^{-6}
» 75° e 125°	12.23×10^{-6}
» 125° e 175°	12.96×10^{-6}

Punto di fusione.

Si è già accennato alla discordanza tra le antiche determinazioni: operando su campioni anche relativamente puri si hanno forti differenze come appare dalle nostre esperienze.

Secondo alcuni recenti lavori (14) si otterrebbero sovente delle anomalie a causa di anche piccole tracce di ossido nel metallo.

Ho eseguita la misura in modo particolare per mettere in evidenza qualsiasi altra anomalia termica oltre il vero punto di solidificazione.

Il campione era posto in un piccolo crogiuolo di ossido di berillio fortemente sinterizzato, in un simile recipiente di ugual peso si poneva una corrispondente quantità di nichelio perfettamente puro (fig. 8). Entrambi i crogiuoli venivano posti entro un adatto recipiente sempre dello stesso materiale posto entro un forno a resistenza di molibdeno in ambiente di idrogeno puro e secco.

Si disponeva in seguito una coppia differenziale fatta di fili sottilissimi (ϕ 0,1 mm) di platino-platino rodio, mentre una seconda coppia diretta dava la temperatura vera.

Dopo vari tentativi infruttuosi dovuti al ritardo di trasmissione termica del rivestimento sia di porcellana che di silice, abbiamo risolta la difficoltà spalmando la coppia con una miscela finissima di ossido di berillio con circa 5% di silice precipitata e poi essiccando accuratamente e quindi riscaldando i fili per passaggio di corrente a 1500° circa, ottenendo così uno strato isolante, perfettamente aderente e sottile.

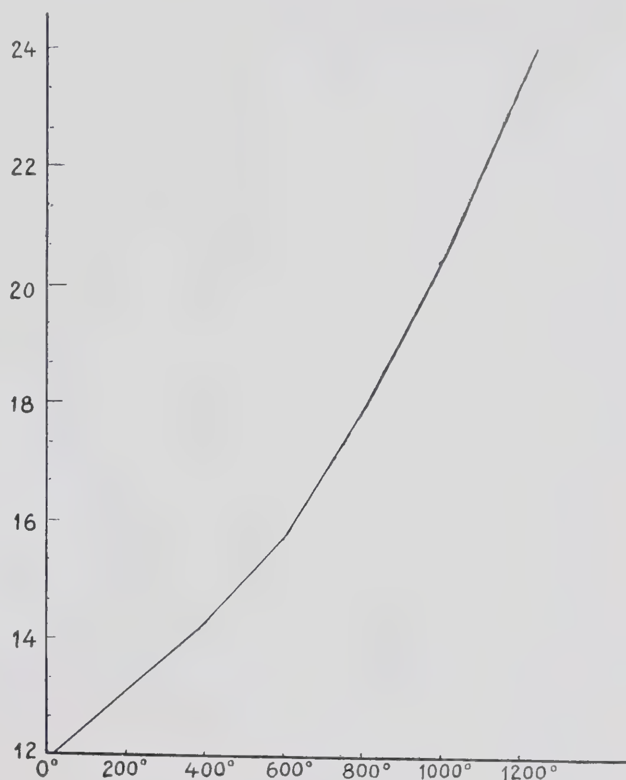


Fig. 7

La coppia preparata in tal modo serve benissimo per varie operazioni.

Si è adottato questo sistema per mettere in evidenza nettamente il punto di solidificazione data la piccola quantità di metallo usata e per rivelare eventuali altre anomalie che starebbero ad indicare la presenza di sostanze estranee. La registrazione si effettuò con l'apparecchio a galvanometro doppio di Saladin-Le-Châtelier entro l'intervallo di temperatura 1400°÷1000°.

La taratura diretta era stata precedentemente compiuta determinando il punto di solidificazione di argento, oro e nichelio purissimi.

Nella fig. 9 sono raccolte varie curve differenziali:

(13) Gazz. Chim. It. 1923 - I - 87.
(14) V. Sloman L. citata.

A, A', A'' sono quelle di taratura; B e B' si riferiscono al campione 9; C al n. 6; D al n. 1 ter ed F al n. 5.

Il punto di fusione del berillio al 99,96 risulta quindi a 1284°; non si ha traccia alcuna di altre separazioni. Nella curva C abbiamo una piccola variazione a 1280° e la solidificazione si completa a 1277°; nella D rispettivamente a 1275° e 1271°; nella F a 1268° e 1260°. Bastano cioè piccole percentuali d'impurezze per causare notevoli variazioni nei risultati.

Calcolando l'errore possibile lo si può valutare in ± 2, ma però ritengo, per analogia di misure, che la precisione sia maggiore e dell'ordine di ± 1°.

Ho provato ad eseguire sul metallo solidificato alcune curve di raffreddamento lentissimo ed ho notato una lieve anomalia a 730° per il campione puro. Per gli altri si ottengono numerose alterazioni che non si possono però agevolmente interpretare.

Non possono evidentemente per ora trarre delle deduzioni concrete da tale fatto e mi riservo di ritornare sull'argomento quando siano terminate le ricerche roentgenografiche che sono attualmente in corso e che ci daranno una risposta precisa permettendoci anche di valutare alcune costanti caratteristiche del berillio.

CALORE DI FUSIONE.

G. Oesterheld nel suo lavoro (15) sul berillio e leghe, che può ben definirsi fondamentale, applica la regola di Crompton:

$$\frac{\text{Peso atomico} \times \text{Calore di fusione}}{\text{Temp. assoluta di fusione}} = 2 \text{ (circa)}$$

e ricava il valore di 341 calorie per grammo.

In altri lavori recenti, come quello di Stott (16) non è fatto cenno di tale valore nemmeno incidentalmente e in genere nella letteratura ci si riferisce sempre al dato calcolato da Oerstheld.

La formola di Crompton è molto grossolanamente approssimata; calcolando i dati per taluni elementi si hanno questi valori:

Li	0,51	Mg	1,9
Na	1,72	Al	2,5
K	1,76	Zn	2,6

di modo che non è lecito scegliere il valore 2, ma per analogie di peso atomico e di comportamento si potrebbe pensare ad un numero minore. Se si ammettesse p. es. 1,5 si otterrebbe C = 259.

Ho cercato quindi di eseguire qualche misura diretta che potesse fornire un dato sperimentale.

I primi tentativi furono compiuti valutando il calore svolto della solidificazione, ma per evidenti motivi, l'esperienza è risultata molto aleatoria.

Ho pensato allora di misurare la variazione del punto di fusione in funzione della pressione in modo da poter applicare la formola di Clausius:

$$\frac{dt}{dp} = 0{,}024 \, \frac{T}{C} \, \Delta_v$$

in cui dt è la variazione di temperatura; dp di pressione, T la temperatura assoluta di fusione, C il calore di fusione e Δv la variazione di volume al cambiamento di stato. Questo valore è stato da me recentemente determinato nel corso di una ricerca sistematica (17) e il metodo seguito è in corso di pubblicazione. Abbiamo trovato Δ'v = 2,88% cc e quindi risulta Δv = 0,0159 cc per 1 gr di Be. La temperatura assoluta di fusione è T = 1557:

$$\frac{dt}{dp} = 0{,}024 \cdot \frac{1557}{C} \cdot 0{,}0159 = \frac{0{,}593}{C}$$

$$C = 0{,}593 \, \frac{dp}{dt} \, .$$

Ammettendo la validità della formola per un campo esteso, anche solo in prima approssimazione, si può su-

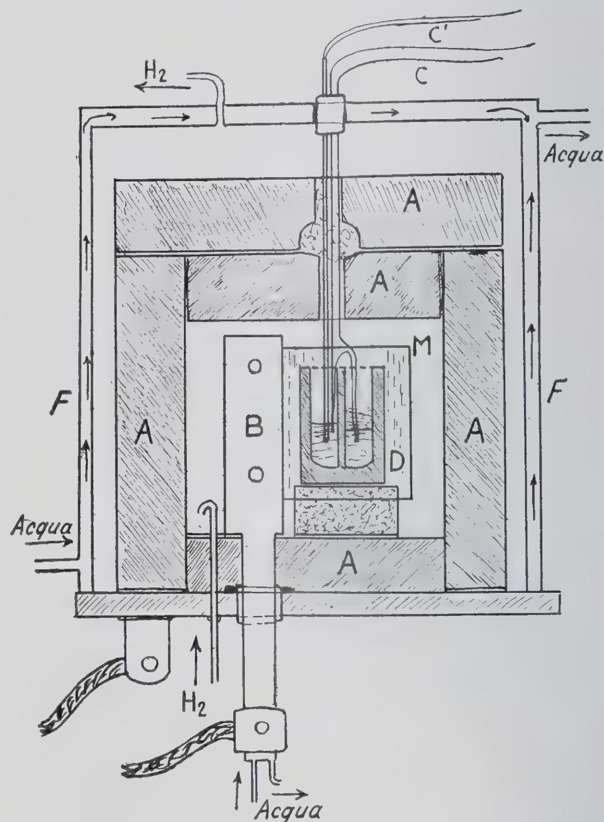


Fig. 8

bito vedere che la variazione di p, f(t) risulterà molto piccola e di qui la necessità di operare con fortissima pressione.

Mi sono servito del dispositivo seguente (fig. 10) un cilindro di acciaio di forte spessore A è chiuso con un coperchio a vite B in modo da poter resistere fin verso 1000 atm. Una guarnizione di piombo M su sede scanellata permette la chiusura perfetta. Nel coperchio passa un sottile tubo di rame per forte pressione ed entro un foro è sistemata la coppia termoelettrica multipla F.

La chiusura isolante è stata molto difficile e si è ottenuta con l'intermediario di un tubo a vite di invar en-

(15) Zt. für Anorg. Chem., 1916.
(16) STOTT, loc. citata.
(17) V. Gazzetta Chimica It., 1938 - 12.

tro cui si bloccava la coppia con una miscela di silicato portata a fusione parziale avendosi così aderenza perfetta. Lo stesso sistema si è usato per il passante che porta la corrente al circuito riscaldante.

Ma per realizzare questa chiusura si dovettero fare numerosi tentativi e adottare spessori minimi di coibente.

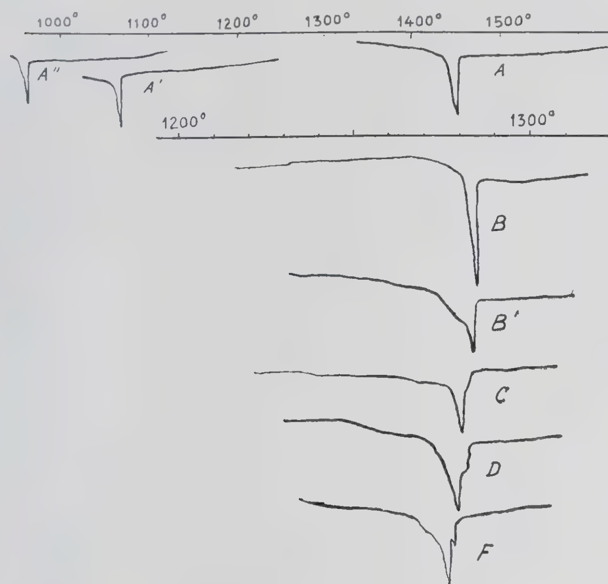


Fig. 9

Il recipiente contiene un rivestimento in ossido di berillio sinterizzato FC. Nell'interno vi è una spirale di tungsteno E, attorno ad un crogiuolino D contenente il campione in esame. La spirale E ed un estremo è a massa col recipiente e dall'altro è collegata con un passante isolato come si è detto.

L'apparecchio munito di alettatura esterna veniva nelle prove immerso in acqua. La misura termica si effettuava su scala graduata a distanza in modo da avere uno spostamento della linea luminosa di circa 11 mm. per 1°.

Montato l'insieme si riempiva accuratamente con idrogeno(si è anche sperimentato con argo) e si eseguiva la misura del punto di solidificazione a pressione normale, indi si chiudeva ermeticamente, e con adatto compressore si mandava alla pressione voluta. Si verificarono sempre piccole perdite, ma la pressione potè rimanere costante a ± 10 atmosfere circa.

Si valutava solo la differenza nella temperatura di solidificazione. Si ottenne:

dt°	p	C
2°,4	815	220
1°,4	536	248
0°,7 (?)	310	285

L'ultimo valore è però incerto.

Ho controllato il sistema con una prova su argento purissimo ottenendo:

dt°	p	C
6°,1	805	18,8
3°,1	486	22,2
1°,5	295	28,0

e questi valori sono in accordo col dato medio di 24 calorie (18).

L'esperienza descritta si presta a molte critiche sia dal punto di vista teorico che da quello pratico: deve essere *considerata solo come un tentativo* di risoluzione sperimentale di un problema trattato fin qui in base a calcoli e valutazioni indirette di cui non si conosce esattamente la portata.

Non posso quindi fissare un dato preciso perchè il procedimento è troppo delicato e soggetto a cause d'errore, ma credo lecito ritenere il valore 341 cal. troppo forte e indicarlo invece intorno a 250÷275 cal.

Calore specifico.

I dati relativi al calore specifico del berillio sono quanto mai disparati e divergenti: senza occuparsi delle più antiche determinazioni (19) vediamo anche in pubblicazioni recenti (20) dei valori tra 0,3 e 0,6 in media riferiti da numerosi autori. Teoricamente il calore specifico dovrebbe avere un elevato valore in base alla legge di Dulong e Petit e si aggirerebbe su 0,7. Però sono troppo note le obbiezioni relative e lecite per poter senz'altro adottare un simile dato numerico.

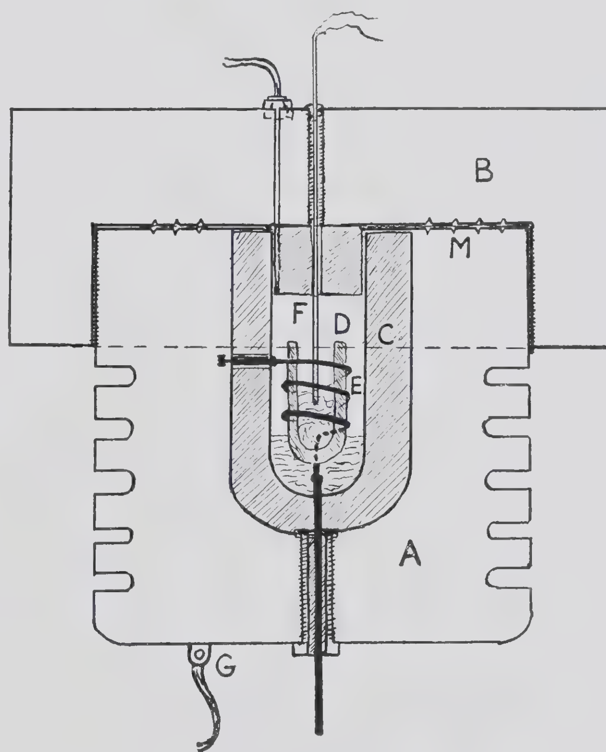


Fig. 10

Ho creduto quindi che una indagine precisa in tal senso operando su campioni molto puri fosse di notevole interesse.

Abbiamo adottato come metodo quello di Nernst modificato da Lindemmann (21).

Per le temperature più elevate si è ricorso allo stesso

(19) v. Guillet - opera cit. bibliografia completa.
(20) V. opere citate di Stott; Sloman, Masing.
(21) Ostwald - Luther - Misure Chimico fisiche.

procedimento con misura pirometrica della temperatura a mezzo di coppia multipla e tarando l'apparecchio con un campione di argento purissimo. Raccogliamo i seguenti dati sperimentali:

Campione

Be %	1 97.354	5 99.024	6 99.781	9 99.962
Cal. spec. a				
30°	0.320	0.386	0.488	0.508
100°	0.372	0.393	0.498	0.524
200°	—	0.412	0.513	0.556
400°	—	—	—	0.589
600°	—	—	—	0.638
800°	—	—	—	0.679

Che raccolti graficamente danno i diagrammi delle figure 11 e 12.

Appare ben chiara una fortissima variazione in funzione della composizione nel senso che bastano piccole percentuali di impurezze per deprimere notevolmente il calore specifico del berillio puro. Si spiegano così facilmente le divergenze cospicue tra i vari sperimentatori. Il valore teorico secondo la legge dei calori atomici si avvicina ai dati che abbiamo ottenuti a temperatura elevata, mentre a temperature più basse le differenze sono sensibili.

Osserviamo incidentalmente come poco sopra i 600° si abbia un cambiamento ben netto nella direzione della curva.

Resistivita' elettrica.

Abbiamo operato su piccole barrette a teste piane strette fra elettrodi di rame ricotto in modo da ridurre al minimo gli errori per difettoso contatto.

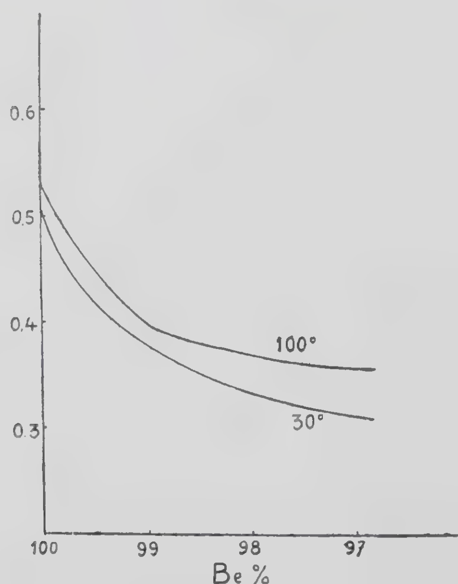


Fig. 11

Onde eliminare poi le eventuali differenze di conducibilità del sistema a causa di formazione di pellicole di ossido tra rame e berillio si è sempre operato nel vuoto praticato dopo formata un'atmosfera di argo puro, scartando l'idrogeno per evidenti motivi rispetto al rame.

I risultati furono i seguenti:

T°	5 bis	6	9
0°	19.4	17.1	12.2
100°	19.6	—	12.6
200°	19.9	17.6	13.0
300°	20.3	—	13.4
400°	20.7	18.2	13.9
500°	27.2	—	14.4
600°	21.6	19.0	15.0
700°	22.1	19.8	16.1
800°	22.8	20.6	17.4

che mostrano un fortissimo aumento delle conducibilità col crescere del titolo in berillio.

La fig. 13 riporta graficamente i dati suddetti, anche

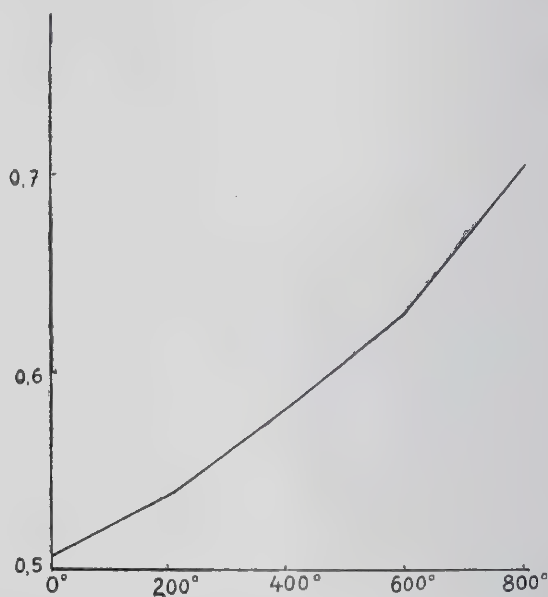


Fig. 12

qui notiamo una diversa inclinazione della curva oltre 600° (per il n. 9 in modo speciale).

Potere termoelettrico.

Non esistono determinazioni di questa grandezza per il berillio. Le difficoltà furono notevoli a causa delle dimensioni ridotte dei campioni a disposizione. D'altra parte le misure preliminari eseguite cui hanno mostrato come esistono delle variazioni enormi per titoli in berillio anche assai simili. Reputo inutile eseguire delle misure complesse e difficili su campioni non assolutamente puri e rimando tali determinazioni al momento in cui come spero, potrò avere del berillio completamente puro.

Per ora mi sono limitato a qualche prova più che altro qualitativa che comunico a titolo preliminare.

Mi sono servito del metodo di Galibourg (22) misu-

(22) Guillet - Les métodes d'étude des alliages - Dunod - Paris.

rando il potere termoelettrico rispetto al platino puro a 100°.

I risultati furono i seguenti:

	n. 6	n. 9
f.e.m.	+ 0,26	+ 0,16

che confermano quanto già si disse sulla fortissima variazione di tale proprietà in funzione del titolo in berillio.

DUREZZA.

La questione della durezza del berillio è molto controversa: si trova ripetutamente affermato, specie nei la-

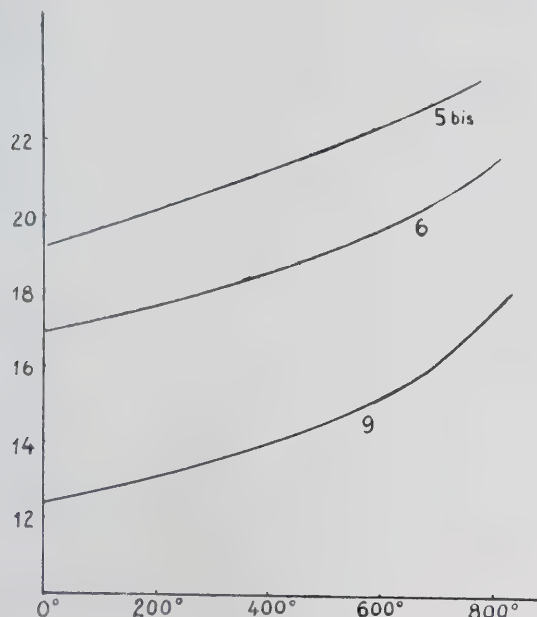


Fig. 13

vori più antichi, che il metallo comune avrebbe una durezza Mohs 6÷7. Viceversa poi si parla di durezze Brinell tra 180 e 65 a seconda del grado di purezza e del trattamento termico.

Sloman (23) riferisce per un metallo al 99,5 un valore di 140÷160 B e per una pellicola sottile al 99,9% invece solo 65; per un campione al 99,7% si avrebbe circa 110. Tutti questi valori subirebbero poi una forte diminuzione in funzione del tempo e della ricottura.

Coi campioni a mia disposizione ho eseguito alcune prove su questo argomento ed ecco i risultati:

	1	5	2 bis	5 bis	6	9
Durezza Mohs (circa)	5,2	5	4,6	4,5	4,3	4

In nessun caso ho potuto trovare un campione superiore a 6 di durezza che quindi rigasse il vetro.

(23) Loc. citata.

Per rendermi ragione di questo fatto ho riscaldato un pezzetto di campione 1 e del 6 entro blocchetti di grafite pura al forno elettrico ad arco raggiungendo circa 2300°÷2400°.

Si ottenne un bottone durissimo in entrambi i casi e si riscontrò

	1	6
Durezza M.	quasi 7	4÷5

E cioè si potrebbe pensare che la durezza elevata sia dovuta a carburi: pare logico però che si tratti di carburi diversi da quelli di berillio perchè il campione 6, molto puro, subisce solo un lieve incremento di durezza.

La durezza Brinell con sfera di 2,5 mm e carico di 187,2 kg ha dato questi valori:

1	5	2 bis	5 bis	6	9
200 (?)	170	152	146	125	98

Il campione 1 si screpola e la misura non è quindi corretta.

Anche per le prove di durezza si può ripetere quello che già si disse a proposito della nessuna fondatezza che si ha nel voler confrontare risultati ottenuti su campioni diversi.

Sono in corso le determinazioni precise del potere termoelettrico; della f.e.m. di soluzione; della suscettività magnetica su campioni di metallo purissimo.

In una seconda nota renderemo note le indagini eseguite sul berillio puro dal punto di vista chimico: per ora possiamo dire che le proprietà chimiche differiscono, forse più profondamente di quelle fisiche, a seconda del grado di purezza del metallo considerato.

CONCLUSIONI.

1°) - Con opportuni artifici è stato possibile ottenere piccole quantità di berillio al 99,962%.

2°) - si è riscontrata in ogni caso una differenza profonda tra le caratteristiche fisiche dei campioni a diverso grado di purezza che giustifica i valori disparati che si hanno nella letteratura scientifica.

3°) - si è proceduto alla determinazione diretta del peso specifico; punto di fusione; durezza; resistività elettrica; calore specifico; potere termoelettrico. Indirettamente del calore di fusione.

4°) - in varie curve in funzione della temperatura, si nota un'interessante variazione tra 600° e 700° che potrebbe indicare una allotropia del berillio. Sono in corso esperienze in proposito.

5°) - verranno quanto prima rese note le ricerche compiute sotto il punto di vista fisico-chimico e chimico propriamente detto.

Torino - *Istituto di Chimica Generale e Applicata del R. Politecnico* - gennaio 1939-XVII.

Influenza dei fori e della chiodatura sulla resistenza alla fatica di lamiere e profilati in lega d'alluminio

W. MÜLLER

Viene esaminato la influenza esercitata dai fori sulla resistenza a fatica per flessione ciclica delle leghe di alluminio per costruzioni di forza. L'A. descrive una macchina a flessione oscillante da lui ideata per l'esecuzione di queste prove e studia, a mezzo di essa, alcune strutture chiodate, deducendone le norme di costruzione da osservare.

Class. Dec. { 669.716 : 621.884
539.43 : 669.715

GENERALITA'.

La conoscenza del punto di partenza e dell'andamento della rottura per fatica è di massima importanza per la determinazione degli sforzi nel pezzo di costruzione.

Le rotture che si verificano in pratica vengono per lo più osservate troppo tardi per poter stabilirne con certezza il punto d'inizio, dato lo sfregamento producentesi fra le due superfici di rottura. La linea di rottura per fatica negli elementi chiodati, passa assai di frequente nell'immediata vicinanza o addirittura attraverso il foro del ribadino, cosicchè resta spiegata l'ammissione secondo la quale la rottura debba avvenire anticipatamente in seguito al concentramento di tensioni, crescenti fino al doppio e più dello sforzo normale, intorno al foro.

Con gli esperimenti descritti più sotto si cercò di stabilire l'influenza dei fori e delle pressioni superficiali sulla loro parete, come anche delle deformazioni a freddo durante la chiodatura, sulla resistenza allo snervamento del materiale. Le presenti ricerche possono solo rappresentare un contributo alla soluzione della questione generale, dato che l'influenza di eventuali ammassamenti di tensioni nelle vicinanze del foro è svariata, secondo la direzione delle sollecitazioni alternative a flessione od a trazione, cui è sottoposta la struttura chiodata.

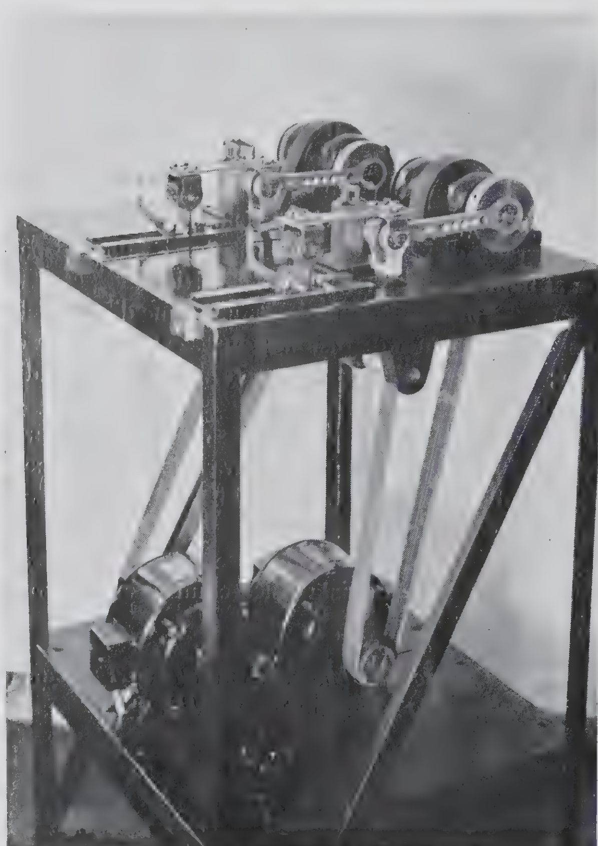


Fig. 1 - Macchina della D.V.L. 1.

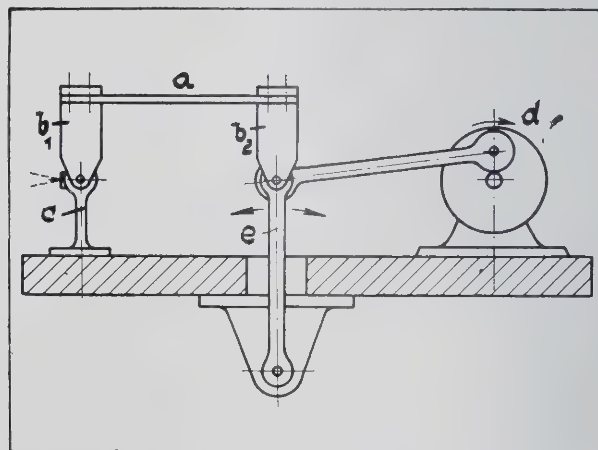


Fig. 2 - Schema di funzionamento della macchina della D.V.L. 1.

MACCHINE ADOPERATE NELLE PROVE.

Le presenti prove furono eseguite con due macchine diverse. Per le prove di resistenza alla fatica su lamiera fu adoperata la macchina per flessione dell'Isti-

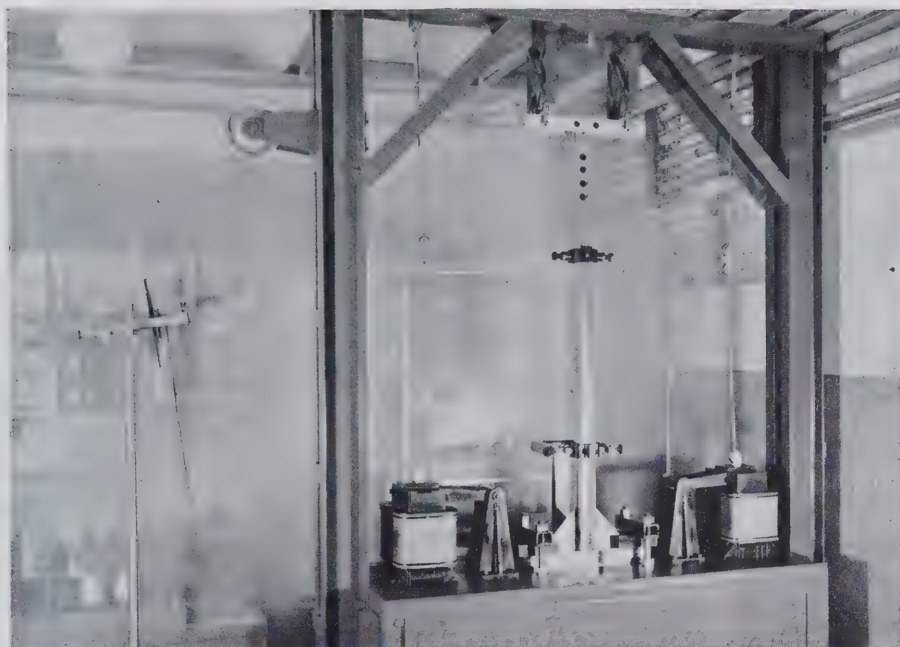


Fig. 3 - Macchina oscillatrice per giunti a nodo, ideata dall'autore.

tuto Tedesco di Ricerche Aeronautiche (1), mentre che i nodi ribaditi vennero provati a mezzo della macchina oscillatrice costruita dall'autore (2).

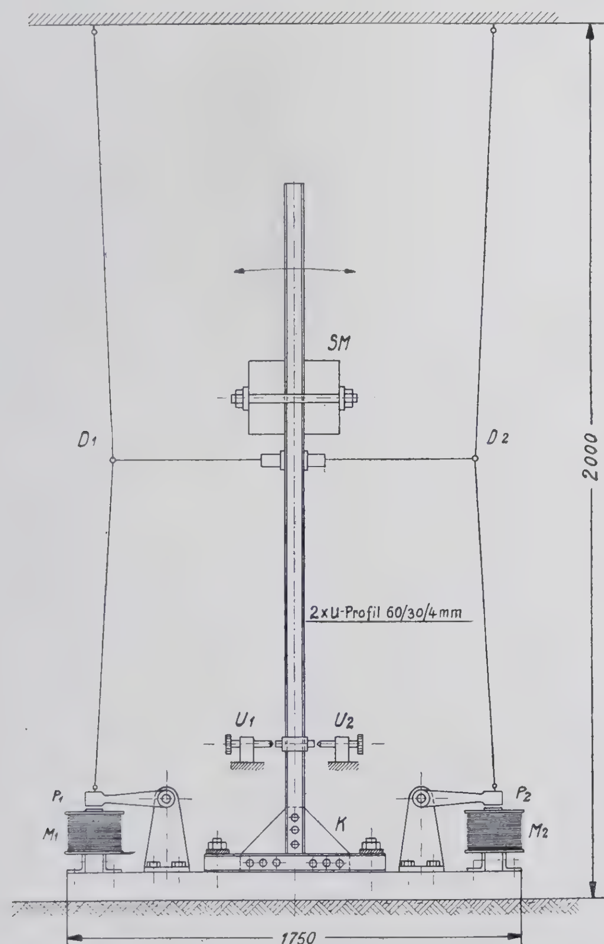


Fig. 4 - Schema descrittivo della macchina oscillatrice per giunti a nodo, dell'autore.

I° - *Macchine per prove di flessione ripetuta su lamiera.*

Le figg. 1 e 2 danno la fotografia della suddetta macchina. La provetta (a) viene fissata su due staffe (b_1) (b_2). La staffa di (b_1) è collegata alla molla di misura (c) posata sulla piastra di base, la staffa (b_2) alla leva oscillante (e), azionata dal meccanismo a manovella (d). La rotazione della manovella produce un movimento di va e vieni della staffa (b_2) e della leva oscillante (e) e perciò un movimento di flessione della provetta (a). La sollecitazione alternativa a flessione è regolabile a volontà, secondo l'eccentricità del perno spostabile, e calcolabile a mezzo della flessione laterale della molla calibrata (c).

II° - *Macchina oscillatrice per congiunzioni a nodo.*

Nel progetto della nuova macchina oscillatrice si è dato grande importanza all' andamento sinusoidale, in funzione del tempo, della sollecitazione a flessione, ed alla successione delle oscillazioni nel ritmo della frequenza oscillatoria propria della provetta. Queste condizioni furono raggiunte facendo funzionare il nodo co-

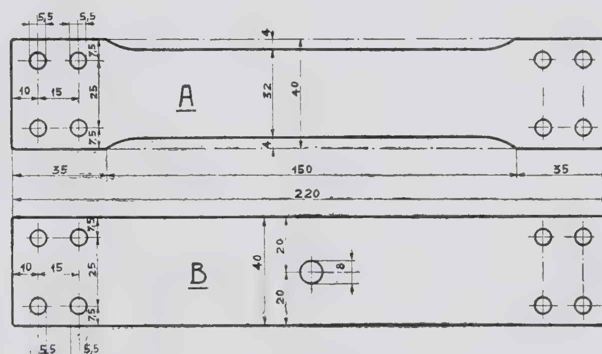


Fig. 5 - Provetta per la determinazione dell'influenza della foratura sulla resistenza a fatica delle lamiere.

me pendolo oscillante, del quale l'ampiezza massima è conservata a mezzo di forze eccitatrici sincrone. La figura 3 dà la veduta della macchina oscillatrice e la fig. 4 la costruzione schematica della stessa. Il nodo da provare (K) è fissato con viti e briglie su una piastra di

(1) 336. Bericht der Deutschen Versuchsanstalt für Luftfahrt, E. V. Berlin-Alershof, Stoffabteilung (Marz 1935).

336°. Informazione dell'istituto tedesco di ricerche aeronautiche, Soc. reg. Berlino-Adlershof, riparto dei materiali (marzo 1935).

(2) Schweizer Archiv für angewandte Wissenschaft und Technik, Bd. 3 (1937) Heft 10, Seite 276-79.

$\sigma_{fa\,10}$ = limite di fatica per flessione alternata, per un numero di flessioni alternate di 10 milioni.

base. Nella parte superiore di questo nodo è fissata la massa (SM), che oscilla durante la prova e dà una marcia tranquilla e simmetrica al pendolo. L'eccitazione ed il mantenimento delle oscillazioni si fanno a mezzo di due magneti (M_1) e (M_2), operanti in contrattempo e tiranti in basso alternativamente le armature (P_1) e (P_2) che agiscono sul filo (D_1) o (D_2), il quale tira verso destra o sinistra la parte oscillante del nodo. Per ottenere il rendimento massimo delle forze magnetiche di trazione occorre mantenere un intraferro minimo, il quale è raggiunto grazie al sistema di comando scelto. I due contatti commutatori (U_1) e (U_2) dirigono la tensione elettrica della griglia di comando delle due valvole thyratron inserite nel circuito dai magneti. L'ampiezza di oscillazione e con questa anche la sollecitazione a flessione del nodo oscillante sono regolabili con la densità della corrente nei magneti e con la massa eccentrica.

RISULTATO DELLE PROVE.

1° - *Prova a mezzo della macchina per prove di flessione alternata su lamiera.*

Per la determinazione della sollecitazione a flessione alternata di queste lamiere forate fu diviso il momento flettente, letto sulla macchina per flessione, per il momento resistente minimo nella sezione forata. Questo metodo di calcolo può essere ammissibile, dato che nella presente prova fu adoperata sempre la stessa forma di provetta.

Le dimensioni di queste provette sono visibili in figura 5 e 6. La larghezza delle provette forate (40 mm), fu scelta in maniera da conservare la distanza usuale del doppio del diametro fra foro e margine. La larghezza delle provette non forate è di 32 mm, così che il momento resistente minimo è uguale a quello delle provette forate.

Nella fig. 7 sono riportati i risultati. La rappresentazione grafica semi-logaritmica dei risultati di prova frequentemente adoperata dà un andamento meno ricurvo delle curve e facilita il paragone con altri risultati.

Dalla prova di fig. 7 risulta:

1° Il limite di fatica di una lamiera in Avional (Tipo: Al-Cu-Mg), 3 mm di spessore, sezione non forata come fig. 5 A, è di $\sigma_{fa\ 10} = 12{,}0$ kg/mm², per un numero di flessioni alternative di 10 milioni.

2° Per la provetta forata con punta di 7,8 mm ed alesata come fig. 5 B fino a 8 mm di diametro, risulta un limite di fatica, dopo 10 milioni di flessioni alternative, di $\sigma_{fa\ 10} = 10{,}3$ kg/mm², ossia 1,7 kg/mm² risp. 14% meno della provetta non forata.

3° Il limite di fatica aumenta a $\sigma_{fa\ 10} = 13{,}2$ kg/mm² svasando ambedue gli spigoli del foro alesato (sezione come da figg. 6 G e 6 D) per mezzo d'uno stampo a pressione con biglia (diametro 10 mm, carico 100 kg). Quest'aumento del limite di fatica del 28% in confronto colla lamiera soltanto forata, risp. di 10% in confronto colla lamiera forata, è la conseguenza della influenza favorevole della pressione superficiale, causante da una parte un aumento locale della resistenza del materiale e dall'altra una diminuzione dell'influenza d'intacco dello spigolo del foro. Allo scopo di diminuire l'influenza d'intacco per parti di macchine con alte sollecitazioni viene già impiegata da tanto tempo la pressione superficiale, come ad esempio: viti con filetto rullato.

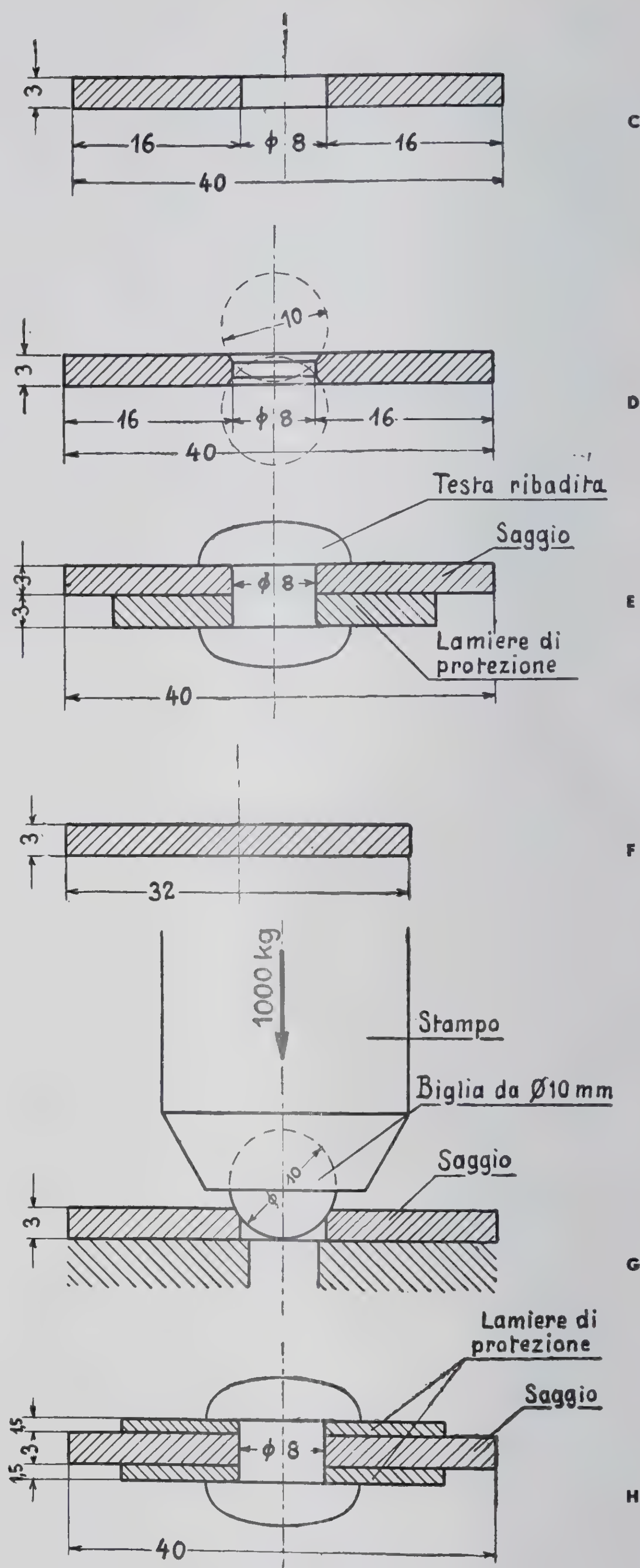


Fig. 6 - Sezione delle diverse provette.

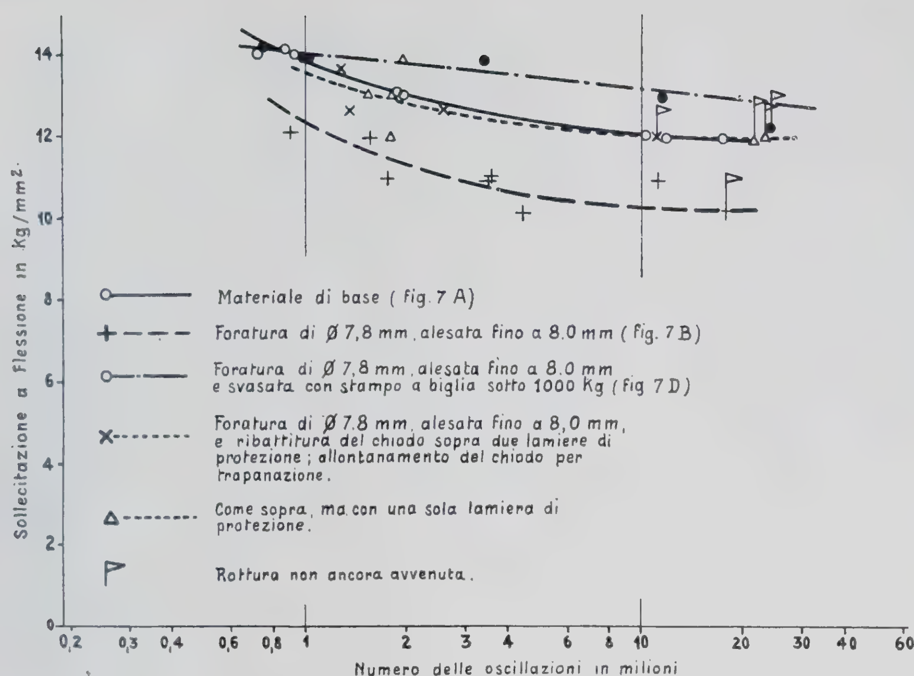


Fig. 7 - Numero delle oscillazioni in milioni.

4° Chiodando la lamiera forata ed alesata come d'uso, indifferentemente se sia o non sia protetta contro scalfiture provocate dallo stampo come da fig. 6 D e 6 E e levando per trapanazione il chiodo prima della prova, senza ferire lo spigolo del foro, la lamiera forata ed allargata dalla pressione contro le pareti del foro presenta un limite di fatica di α_{fa10}=12,0 kg/mm², uguale a quello della provetta non forata. Conformemente a ciò una forte pressione contro le pareti del foro migliora non solo la rigidezza statica della chiodatura, ma agisce favorevolmente anche sulla resistenza dinamica.

II° - *Prova a mezzo della macchina oscillatrice per giunti a nodo.*

Dalle prove precedenti è inequivocabile che si può migliorare la resistenza alla fatica di provette semplici a mezzo di deformazione plastica del foro del chiodo. Per constatare se ciò sia coincidente anche per chiodature con deformazioni plastiche ed anche elastiche furono provati giunti chiodati a mezzo della summenzionata macchina ed in altre furono osservati il punto di partenza della crepa e l'andamento della rottura per fatica.

Il fatto che soltanto una parte di tutte le rotture per fatica ha la sua origine nella vicinaza del foro, cioè sotto la testa del chiodo, lascia sorgere la supposizione che le sovratensioni che si verificano eventualmente nelle chiodature, non possono rappresentare la sola causa delle rotture per fatica, tanto più che queste ultime hanno in buona parte la loro origine allo spigolo del profilo e corrono a 2 o 3 mm dalla testa del chiodo.

Per un più preciso giudizio sulle rotture per fatica furono levati per trapanazione i chiodi dai giunti rotti come da fig. 8 ed esaminato l'andamento delle rotture al rovescio. In questo modo è constatabile con certezza che le rotture per fatica passano nella maggior parte dei casi nei piani con forte ossidazione per attrito (corrispondente alla ruggine nelle superfici di adatta-

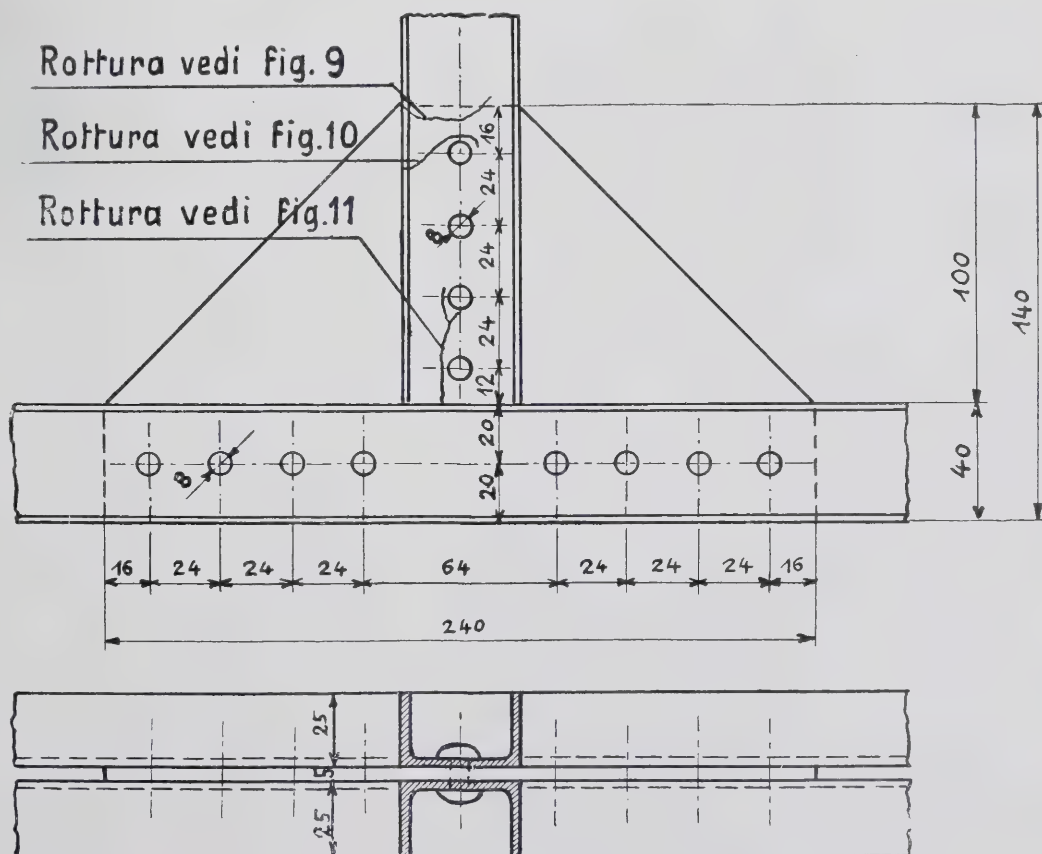


Fig. 8 - Giunto a nodo.

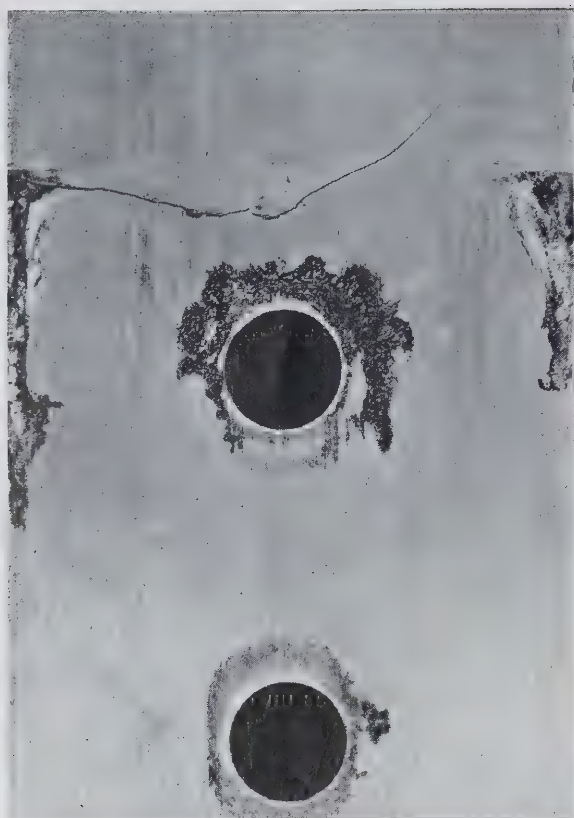


Fig. 9 - Profilato ad U in Anticorodal. Rottura per fatica iniziatasi sullo spigolo del profilo.

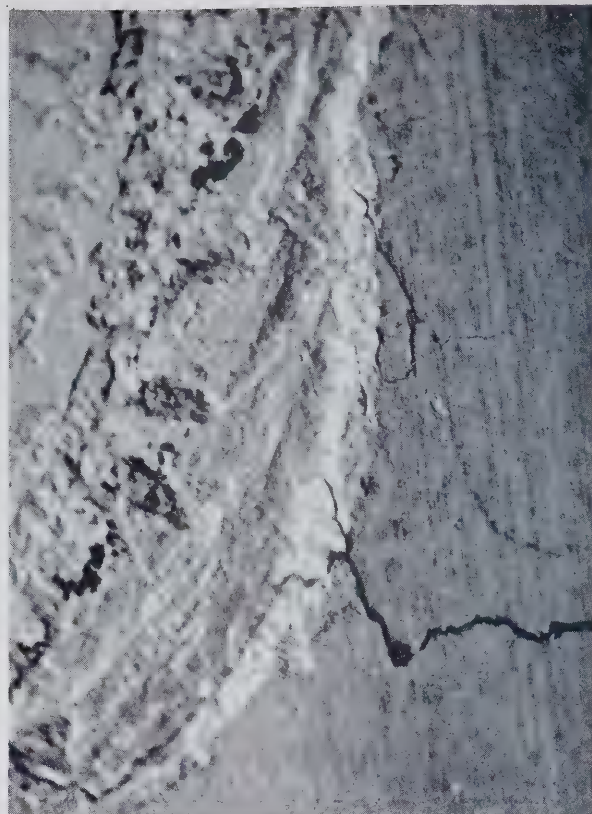


Fig. 10 - Profilato ad U in Anticorodal. Crepe causate da ossidazione per attrito e sollecitazione alternativa nella zona circolare sotto la testa del chiodo.

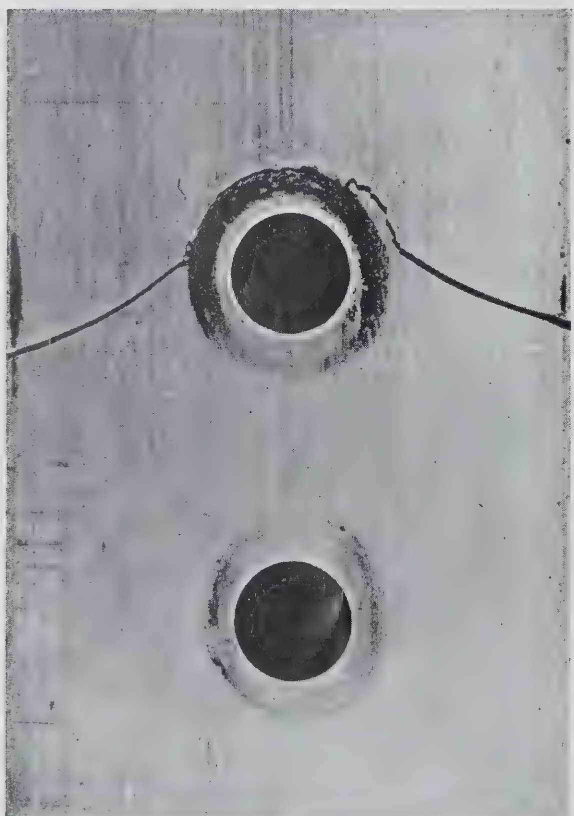


Fig. 11 - Profilato ad U in Anticorodal. Rottura per fatica iniziatasi sotto la testa del chiodo.



Fig. 12 - Profilato ad U in Anticorodal. Rottura per fatica iniziatasi sotto il foro inferiore e continuata verso l' alto ed il basso.

mento in acciaio), o li circondano. La direzione di tali rotture è quasi esclusivamente determinata dalla posizione e disposizione dei singoli piani di ossidazione per attrito.

Nelle figg. 9, 10, 11 e 12 è rappresentato l'andamento di 4 tipiche rotture per fatica.

La fig. 9 mostra una rottura per fatica con punto di partenza in uno spigolo del profilo, sopra la chiodatura. Questa rottura fu accelerata dalla ossidazione per attrito, avvenuta fra la lamiera fissa del giunto ed il profilo sollecitato a flessione alternativa. E' da notare l'andamento di questa rottura, che non si avvicina al foro del chiodo, come sarebbe da aspettarsi secondo l'ipotesi della concentrazione degli sforzi, ma circonda un altro piano con ossidazione per attrito e continua nel profilo intatto.

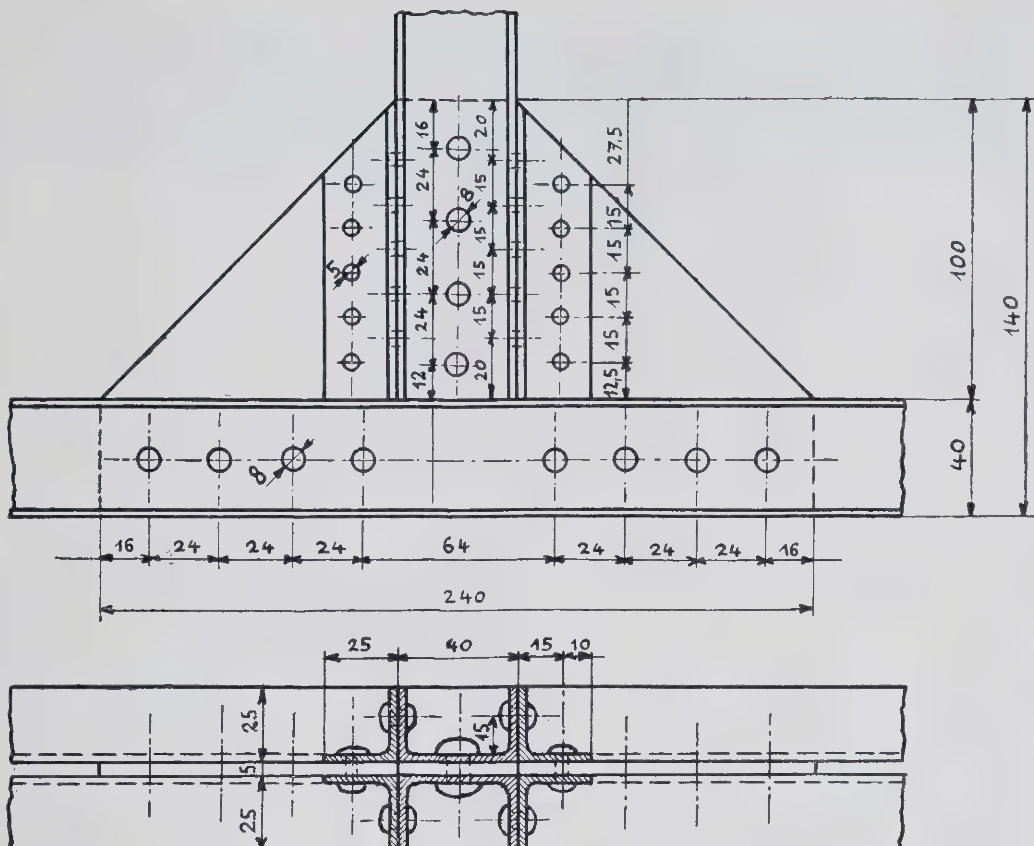


Fig. 13 - Giunto a nodo rinforzato.

La fig. 10 dà la veduta d'una rottura causata da sollecitazione per flessione alternata con contemporanea ossidazione per attrito, ingrandita quaranta volte.

La fig. 11 fa vedere un pezzo d'una chiodatura con un'altra rottura tipica. In questo giunto il profilo fu deformato oltre modo dal tirachiodi prima di ribattere la testa, così che di essa venne in contatto colla lamiera del nodo soltanto un piccolo piano tondo intorno al foro.

Durante la sollecitazione per flessione alternata dei profili si formarono nei punti di contatto ossidazioni per attrito, le quali accelerarono la rottura per fatica.

La fig. 12 rappresenta una parte d'una chiodatura, nella quale la rottura per fatica cominciò presso il foro inferiore e si estese all'ingiù ed all'insù. La causa di queste rotture già altre volte accadute è dovuta, più che alla più piccola resistenza del profilo in senso longitudinale, all'influenza sfavorevole della ossidazione per attrito della chiodatura. Le sollecitazioni che si verificano in questo luogo non si possono misurare in modo semplice, nè calcolare esattamente. Alla sollecitazione a flessione alternata normale se ne sovrappone una seconda, ad angolo retto colla prima, e che causa il cedimento dei fianchi del profilo ad U.

Provando ad impedire questo cedimento dei due fianchi a mezzo di aggiunta di due profili ad angolo, chiodati come in fig. 13, si ottiene un nodo più stabile contro la sollecitazione statica. Con questo rinforzamento invece non si può ottenere un aumento della resistenza alla fatica, ossia contro sollecitazione dinamica, perchè, da una parte, i profili ad U sono stretti più forte contro la lamiera fissa del nodo, per cui è causato un attrito più forte sulla superficie dei profili, che favorisce l'inizio della rottura per fatica. D'altra parte si provoca un passaggio saltuario della sollecitazione per flessione nel punto d'unione fra parte fissa e parte oscillante del profilo ad U, ciò che si riflette altrettanto sfavorevolmente sulla resistenza alla fatica del giunto a nodo.

RIASSUNTO.

Sono descritte le due macchine per prove di flessione alternata a lunga durata, adoperate per la presente prova, e comunicate le dimensioni delle provette sollecitate.

Dai risultati delle prove di lunga durata a flessione alternata su lamiere forate si può arguire che la resistenza alla fatica di una lamiera in Avional non diminuisce, ma perfino aumenta, se gli spigoli dei fori alesati sono deformati per pressione a mezzo di biglia da ambedue le parti, o se i fori vengono deformati dalla pressione contro le pareti, durante la ribattitura della testa del chiodo.

Ciò è confermato da prove su nodi chiodati ad una fila, le cui rotture per sollecitazione a flessione alternata non hanno in gran parte il loro inizio allo spigolo del foro, ma in piani di ossidazione per attrito.

Sarà esaminato, con altre prove non ancora ultimate, se sia possibile evitare l'ossidazione per attrito e migliorare la resistenza alla fatica di nodi chiodati in leghe leggere, per mezzo di pitturazione, ossidazione anodica con ingrassamento a mezzo di lanolina o con copertura a mezzo metallo spruzzato.

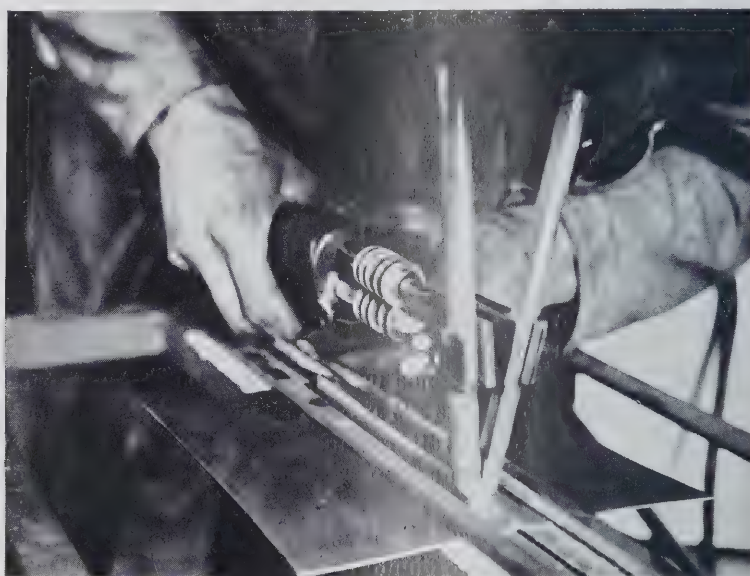
Aluminium Industrie A. G., Laboratori di ricerche - Neuhausen.

NOTIZIARIO TECNICO

Un nuovo sistema per la saldatura elettrica delle lamiere sottili d'alluminio

Un nuovo ed interessante sistema per la saldatura elettrica delle lamiere sottili di alluminio e sue leghe è stato realizzato dagli Ingg. A. S. Weibel di Wohlen in Svizzera. I brevetti sono stati estesi a molti Paesi, fra i quali l' Italia, l' Inghilterra e la Francia.





E' noto che la saldatura elettrica non aveva finora fornito risultati soddisfacenti su sottili lamiere d'alluminio. Si considerava infatti impossibile il saldare elettricamente tali materiali in spessori minori o eguali ai 2 mm, eccetto naturalmente mediante la saldatura per punti, che però necessita attrezzature relativamente complicate e costose. Il nuovo metodo, al quale ci riferiamo, permette la giunzione di lamiere sottili a mezzo di un equipaggiamento di costo molto minore di quello richiesto dalla saldatura per punti e perciò accessibile anche alle piccole officine.

Si tratta d'un procedimento basato sul riscaldamento per resistenza, con la particolarità che il calore viene generato quasi totalmente al di fuori delle parti da saldare. Due elettrodi di carbone, alimentati dal passaggio di una corrente alternata a bassa tensione, costituiscono schematicamente l'apparecchio ideato dagli inventori.



Per l'esecuzione della saldatura le lamiere vengono preparate come per eseguire una comune saldatura ossiacetilenica, piegando cioè verso l'alto i bordi in modo da formare una specie di flangia di circa 2-3 mm di larghezza; quindi i due bordi vengono accostati e spalmati sul tergo con uno dei soliti fondenti per saldature.

Agendo con i due elettrodi su entrambi i lati delle due ripiegature accostate, si fa passare la corrente attraverso il metallo che si riscalda e fonde, colando attraverso i bordi fin sul dorso delle lamiere, che vengono così saldate tra di loro.

E' da notarsi che con questo sistema il calore viene prodotto principalmente negli elettrodi e solo in minima parte nel metallo, che ha una conduttività termica molto maggiore del carbone degli elettrodi. Perciò a

rigor di termini questo nuovo sistema non è una vera e propria saldatura a resistenza.

L'apparecchio utilizzato, fabbricato dagli stessi inventori, si compone essenzialmente d'un manico munito di due elettrodi e di un trasformatore.

I conduttori passano nel manico e sono collegati al secondario del trasformatore. Una leva, comandata dall'operatore, permette di pressare le estremità dei carboni l'una contro l'altra. I carboni degli elettrodi, del diametro di 10-14 mm, formano tra loro un angolo acuto di valore variabile secondo lo spessore da saldare e sono smussati ed appiattiti sul lato interno. Il trasformatore fornisce una corrente di 4-9 Volt, mentre il consumo è compreso da 200 a 3500 Watt.

Le nuove monete di bronzo d'alluminio

La R. Zecca, alle dipendenze della Direzione Generale del Tesoro, oltre a predisporre la coniazione delle monete di « acmonital » destinate a sostituire quelle di nichelio attualmente in circolazione, ha studiato e risolto il problema di impiegare anche per le monete di bronzo da cent. 10 e da cent. 5 una nuova lega allo scopo di sempre più attuare nel campo monetario le direttive dell' autarchia economica nazionale. L'adozione della nuova lega, il bronzo d'alluminio, viene altresì a costituire un vero e proprio perfezionamento tecnico della monetazione, che si manifesta sia nel più nobile colore e nella maggiore lucentezza, sia nella maggiore durezza e migliore resistenza all'usura e agli agenti esterni.

Con R. Decreto in corso vengono così modificate le caratteristiche tecniche delle monete di bronzo da cent. 10 e da cent. 5 lasciando invariate quelle artistiche; le nuove monete di bronzo d'alluminio cominceranno ad entrare in circolazione subito dopo la pubblicazione dell'anzidetto R. Decreto.

Il cartone alluminizzato nei recipienti per olio d'oliva

La « Gazzetta Ufficiale del Regno d'Italia » del 22-5-1939-XVII pubblica:

MINISTERO DELLE CORPORAZIONI

Prezzo dell'olio di oliva in recipienti di carta impermeabilizzata.

Con circolare P. 402 del 15 maggio corrente si consente la vendita, in recipienti di carta impermeabilizzata, dell' olio sopraffino vergine di oliva ai seguenti prezzi:

g 457 *peso netto da indicarsi sul recipiente di olio corrispondente a* 1/2 *litro, L.* 4,80.

g 914 *peso netto da indicarsi sul recipiente corrispondente a* 1 *litro,* L. 9,60.

Recipiente compreso nel prezzo, per merce resa al dettagliante, stazione arrivo.



Per la vendita al minuto detti prezzi vanno maggiorati rispettivamente di L. 0,30 e L. 0,60.

Questa circolare viene ad autorizzare l'applicazione del cartone alluminizzato anche in questo ramo dell' industria alimentare, che sembra trovi nell'alluminio e nei prodotti da esso immediatamente derivati, un alleato preziosissimo.

Per far fronte alle nuove richieste di carta impermeabilizzata con alluminio, che per essere particolarmente indicata per la costruzione di recipienti e scatole viene impiegata da ogni sorta di industrie, è in allestimento ad Alessandria una grande fabbrica, la cui produzione sarà orientata esclusivamente alla preparazione di tali prodotti.

Una nuova Riunione del Comitato Interministeriale per l'autarchia

Nei giorni 22, 24 e 29 aprile si è nuovamente riunito a Palazzo Venezia, sotto la presidenza del Duce, il Comitato interministeriale per l'autarchia.

Erano presenti il Ministro Segretario del Partito, i Ministri delle Corporazioni, delle Finanze, delle Comunicazioni, degli Scambi e Valute e dell'Agricoltura, i Sottosegretari di Stato all'Aeronautica e alle Corporazioni, il Capo di S. M. Generale, Presidente del Consiglio Nazionale delle Ricerche, il Commissario Generale per le Fabbricazioni di Guerra, il Governatore della Banca d'Italia, il Segretario della Commissione Suprema di Difesa e il Direttore generale dell'Industria del Ministero delle Corporazioni.

Sono intervenuti alle sedute, per riferire su particolari questioni di loro competenza, il generale Sarracino, il Consigliere nazionale Donegani, il prof. Silvestri, il dott. Ferraro, il comm. Barnabò, i Consiglieri nazionali Garbaccio e Marinotti.

Il Comitato ha esaminato i problemi seguenti:

1) Sviluppo della produzione del vetro d'ottica con particolare riguardo alle necessità militari;

2) Produzione nazionale di magnesio e di alluminio;

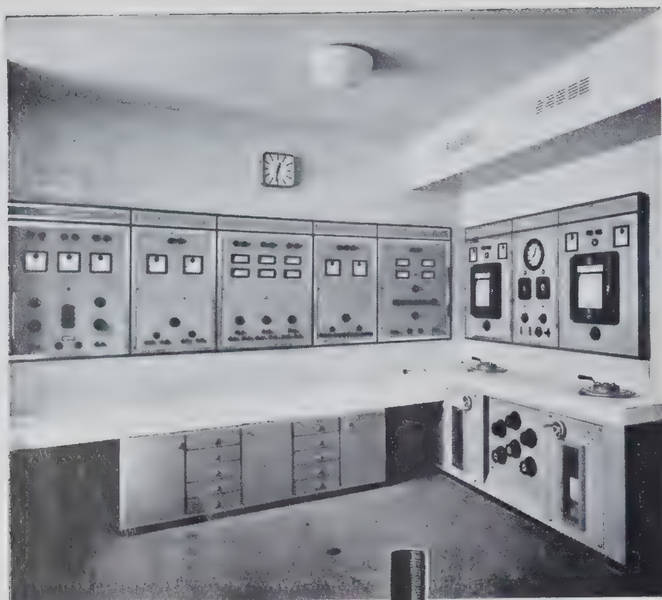
3) Impiego del Lanital.

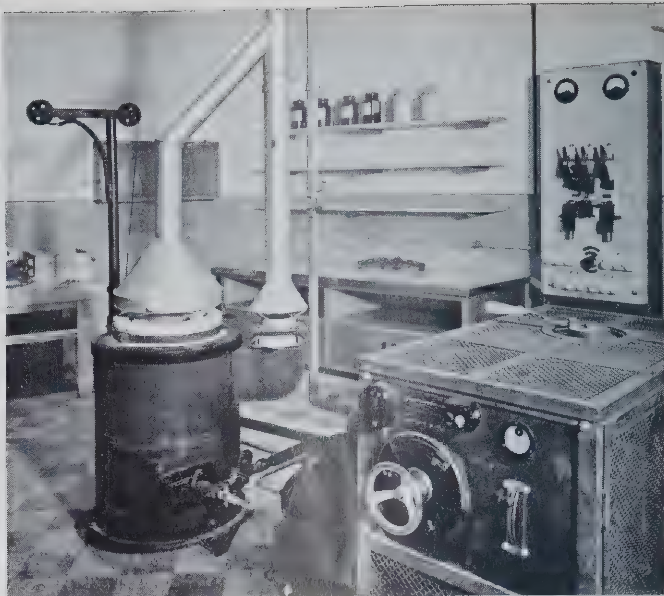
Sul primo argomento all'ordine del giorno, il Comitato, rilevata la importanza della produzione nazionale di vetro di ottica sia nei riguardi del fabbisogno delle amministrazioni militari che delle richieste dell'industria civile per i manufatti esportati, ha deciso di ampliare gli stabilimenti che attualmente producono vetro di ottica.

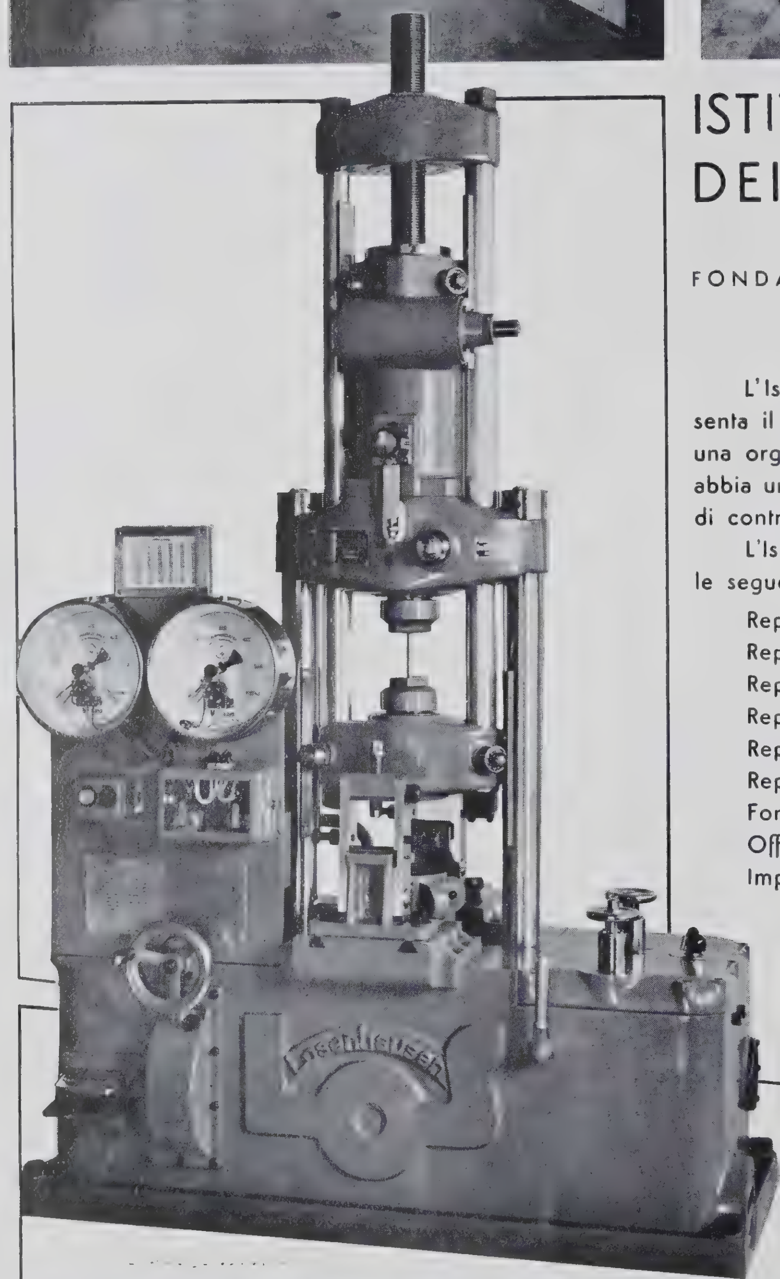
Circa lo sviluppo della produzione nazionale del magnesio, le Società interessate (Cogne; Soc. It. del Magnesio e Leghe di Magnesio e la Soc. Montecatini) si sono impegnate di portare a termine gli impianti, a suo tempo autorizzati, entro il 1940, per la potenzialità produttiva preordinata di magnesio metallico. E' stato inoltre stabilito che, raggiunta tale produzione, si provvederà entro il 1941-1942 per un ulteriore sviluppo secondo il programma precisato dal Comitato.

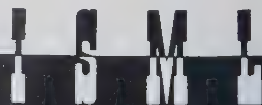
Circa la produzione di alluminio, il Comitato ha confermato la precedente deliberazione in ordine all'aumento della potenzialità produttiva degli impianti di alluminio, oltre le 40.000 tonnellate stabilite come prima meta dalla Commissione Suprema per l'Autarchia. Tale aumento dovrà essere ripartito, d'accordo tra i due gruppi produttori.


D.L.39
ALFA-ROMEO MILANO
Alfa Romeo
Elementi sgrossati e trattati in acciaio speciale o legha leggera "DURALFA" e "MAGNESALFA".
Elementi fusi in leghe leggere a base di alluminio e magnesio e profilati di qualsiasi tipo estrusi in "DURALFA" e "MAGNESALFA"
S. A. ALFA ROMEO - Via M. U. Traiano 33 - MILANO






Losenhausen


ISML



I MOBILI D'ALLUMINIO DEL PALAZZO MONTECATINI

L'applicazione dell'alluminio nel nuovo fabbricato per uffici della Società Montecatini ha trovato il suo impiego più appariscente nella esecuzione dei serramenti, dei cancelli e del tetto, dove sono stati impiegati quantitativi rilevanti di alluminio, sia sotto forma di profilati in leghe (anticorodal, aluman, ecc.) sia come lamiere d'alluminio di alto titolo di purezza.

Oltre a queste applicazioni, che per il loro carattere strutturale sono parte integrante dell'architettura dell'edificio, l'alluminio è elemento di importanza fondamentale in tutto quel complesso che concorre a costituire la fisonomia propria dell'ambiente.

L'esecuzione dell' arredamento interno di un tale edificio, date le premesse d'ordine autarchico e architettonico, doveva implicitamente ammettere un'applicazione vastissima dell'alluminio. Tale infatti è stato lo orientamento dei tecnici, che nella progettazione dei mobili hanno trovato il campo più adatto per un razionale impiego dell'alluminio.

I mobili interamente metallici, che si sono decisamente imposti già da tempo nell' arredamento degli uffici per la loro praticità e per la loro possibilità di produzione in grandi serie, sono stati in alcune parti eseguiti in lega d'alluminio, risultando così più eleganti e intonandosi maggiormente a quello che è il motivo estetico fondamentale del fabbricato.

Per quella parte del mobilio, che per la sua stessa natura deve essere maneggevole e leggera, l'impiego della costruzione in lega d'alluminio è stato spinto al massimo, fino a raggiungere la piena totalità nella esecuzione delle sedie, notevoli per novità di concezione e per felice soluzione tecnologica.

Un telaio, collegato mediante « pipette » ai tubi costituenti le gambe e la spalliera, forma lo scheletro della sedia. La realizzazione di questo schema è stata condotta tenendo conto del rilevante numero di sedie da allestire e delle particolari esigenze tecnologiche del materiale da impiegarsi. Tali considerazioni hanno per-





ciò consigliato l'esecuzione di alcune parti mediante fusione in conchiglia.

L'Anticorodal G, la lega impiegata per tali getti, ha dato ottimi risultati sia dal punto di vista tecnologico che da quello meccanico, poichè fornisce dopo appropriato trattamento termico una resistenza alla rottura di 25-30 kg/mm², più che sufficiente per garentire solidità e durata.

Lo studio dei vari pezzi è stato condotto con molta cura da parte dei tecnici dell' Alluminio S. A., che hanno voluto non solo dimostrare in queste applicazioni, come in tutte quelle eseguite nel nuovo fabbricato, le possibilità dell'alluminio e delle sue leghe, ma anche esemplificare i sistemi più appropriati di progettazione e di esecuzione di ogni qualsiasi oggetto, anche il più banale.

E' noto infatti come l'applicazione delle leghe leggere non viene ancora eseguita con quel discernimento, che è elemento fondamentale di successo tecnico ed economico in ogni realizzazione industriale, e che può derivare soltanto da una esatta conoscenza delle proprietà del materiale e della sua tecnologia specifica. La mancanza di una tradizione tecnica, la prevenzione originata in taluni da applicazioni mal riuscite, perchè eseguite senza l'osservanza delle più elementari esigenze tecnologiche e d'impiego, costituiscono quegli ostacoli che solo l'evidenza di una pratica realizzazione può eliminare.

I tanti esempi di applicazioni già forniti dalle industrie di ogni genere sono stati completati e integrati per quanto riguarda l'edilizia e l'arredamento da quanto è stato realizzato in questa nuova costruzione.

Abbiamo ritenuto, pertanto, interessante illustrare nelle figure l'intero schema di lavorazione dei due principali tipi di sedia.

Le fotografie dei pezzi ottenuti di fusione sono state prese prima della sbavatura, in modo che si possa rilevare quale è stata la posizione di colata, quale l'entità e la disposizione degli alimentatori.

Il fondello del sedile è per ogni tipo di sedia costituito da una lamiera stampata in Anticorodal, ricoperta da feltro e da marocchino rosso mattone, mentre la spalliera è stata ricavata da un profilato in lega Aluman, materiale questo agevolmente piegabile. Il fissaggio delle varie parti è stato ottenuto mediante ribadini forati.

Le sedie girevoli per dattilografi sono state disegnate seguendo la stessa impostazione e gli stessi criteri tecnologici. In questo tipo però, che necessitava un sistema di montaggio tale da permettere la rotazione completa del sedile, le gambe sono colle-



PALAZZO MONTECATINI

SEDIA PER VISITATORI

TUBO ANTICORODAL

CUOIO

TUBO ANTICORODAL

CUOIO

FELTRO

LAMIERA ANTICORODAL

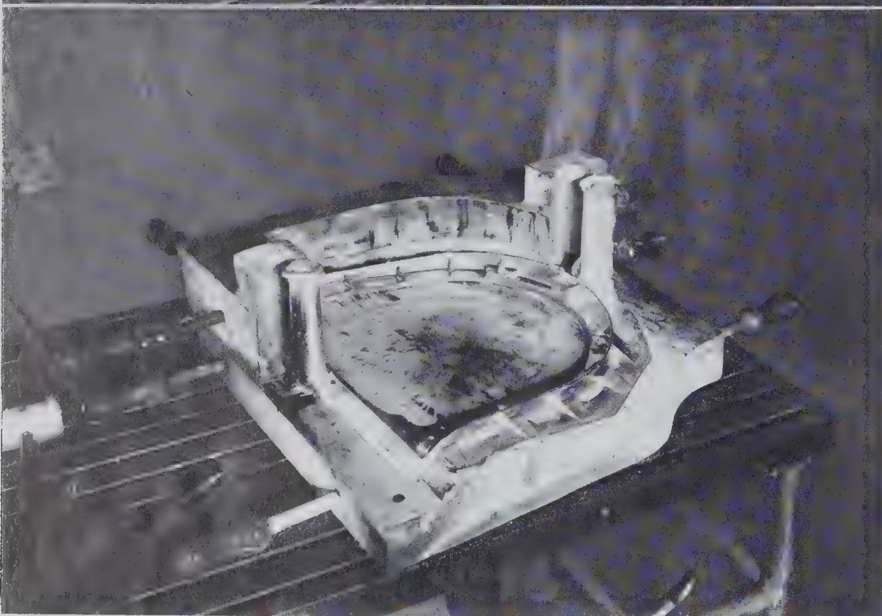
A-A

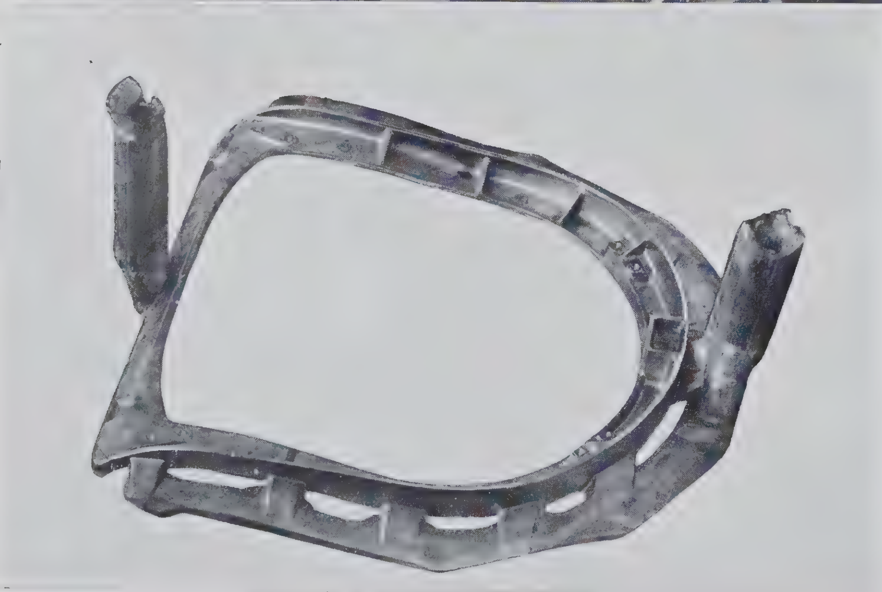
B-B

C-C

D-D







Sedia per Visitatori

La colata in conchiglia del telaio è stata eseguita in lega Anticorodal G.

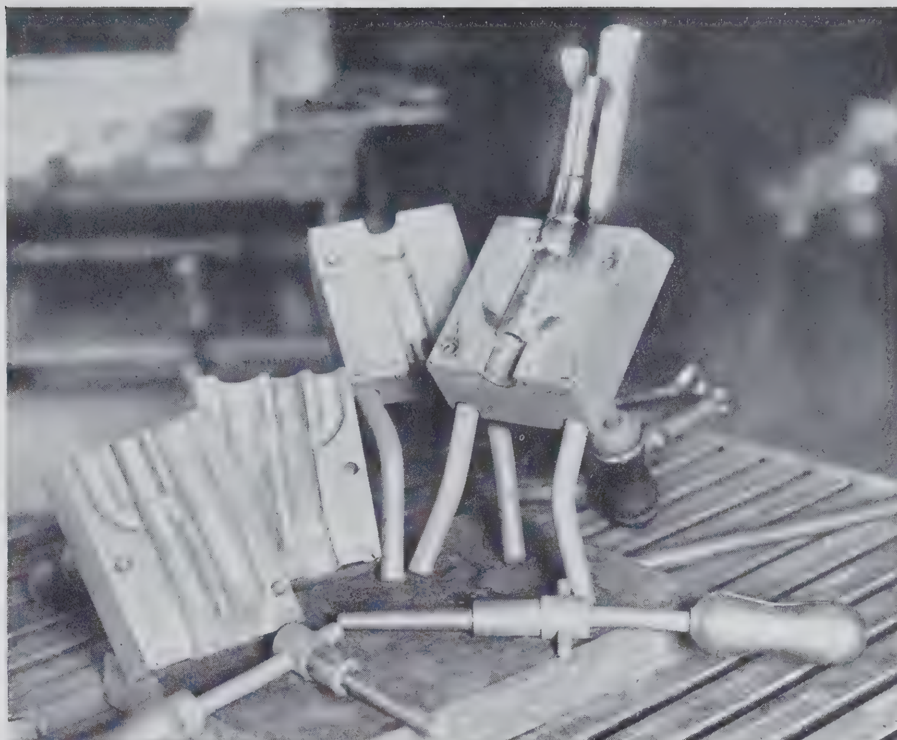
La temperatura di colata è, per questa lega, di circa 700°C, mentre la temperatura della conchiglia non deve essere inferiore ai 200°C.

La conchiglia adoperata è stata realizzata in tre pezzi, di cui uno grande, costituente la piastra di base.

L'alimentazione di questo getto è stata eseguita lungo tutta la periferia in modo da impedire, durante la fase del ritiro, lo stabilirsi di pericolose sollecitazioni e per ottenere inoltre in tutte le sezioni un materiale omogeneo e compatto.

Sedia per Visitatori

Le « pipette » di collegamento tra i tubi e il telaio sono state eseguite in lega Anticorodal G.



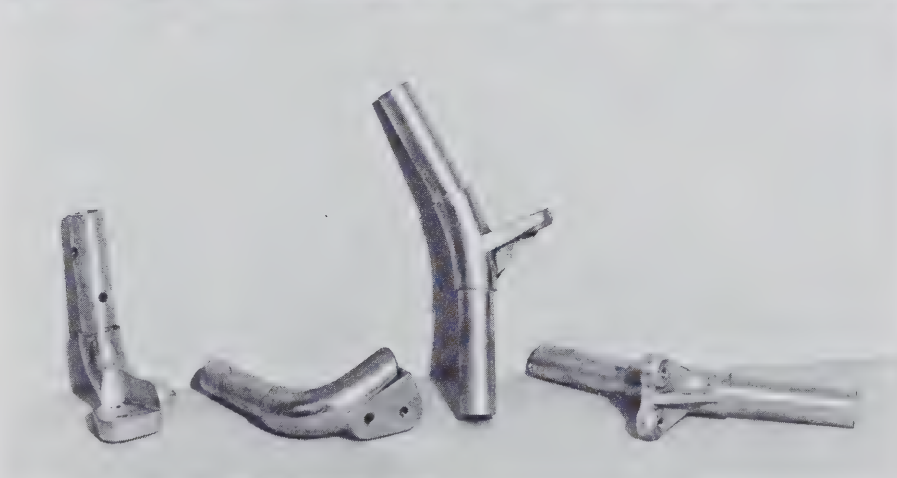
Caratteristiche meccaniche dell'Anticorodal G gettato in conchiglia e trattato termicamente.

Carico di rottura a trazione $R = 25\text{-}30 \ kg/mm^2$

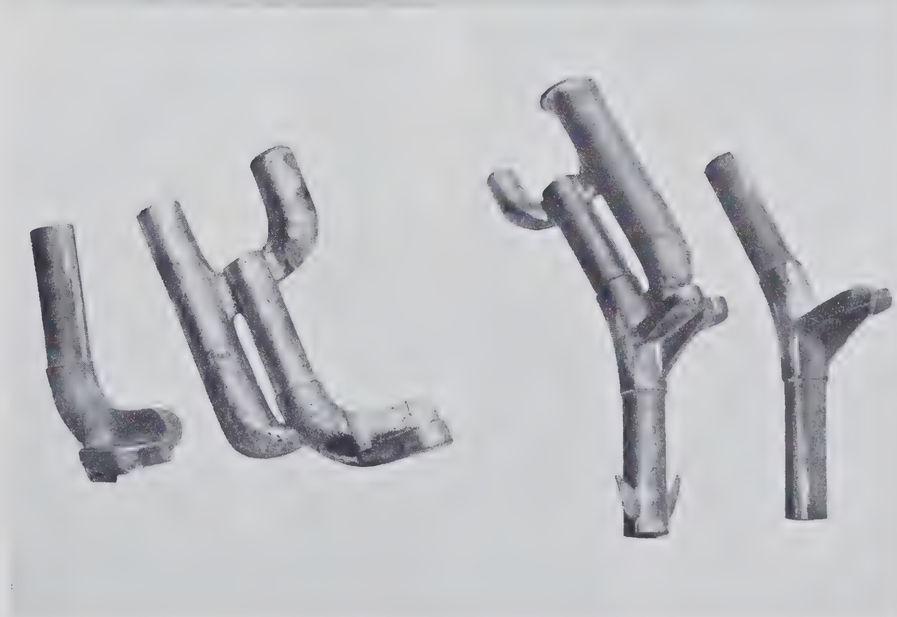
Carico al limite di snervamento $E_{0,2} = 20\text{-}28 \ kg/mm^2$

Allungamento $A = 1\text{-}3 \%$

Durezza Brinell $H_B = 95\text{-}100$.



La fusione in conchiglia ha permesso, mediante l'impiego di opportuni maschi, l'ottenimento di pezzi che, salvo la sbavatura e la lucidatura, non necessitavano di ulteriore aggiustaggio.







Sedia per Visitatori

Il montaggio delle varie parti costituenti, nel loro complesso, la sedia per visitatori è stato ottenuto mediante l'impiego di bulloni per l'attacco delle «pipette» al telaio, e mediante rivettatura per il fissaggio dei tubi alle « pipette ».

La rivettatura è stata eseguita adoperando un tubetto di Anticorodal le cui estremità sono state ribordate sotto un trapano comune, munito di apposito utensile.

Caratteristiche meccaniche **dei** laminati in Anticorodal A.

Carico di rottura a trazione $R = 25\text{-}29$ kg/mm^2

Carico al limite di snervamento $E_{0,2} = 16\text{-}21$ kg/mm^2

Allungamento $A = 18\text{-}22$ %

Durezza Brinell $H_B = 65\text{-}75$ kg/mm^2

Il fondo di lamiera Anticorodal A è stato fissato sul telaio a mezzo di viti che, attraverso il telaio semplicemente forato, venivano ad essere bloccate su tasselli filettati.

La fotografia mostra la chiodatura di un tassello sulla lamiera.



Il trattamento termico dei getti in Anticorodal G consente, come è noto, di incrementare le caratteristiche meccaniche.

Caratteristiche meccaniche dei getti in Anticorodal G.

	Materiale grezzo di colata	Materiale trattato termicamente
Carico di rottura (kg/mm²)	15-20	25-30
Carico al limite di snervamento (kg/mm²)	10-16	20-28
Allungamento %	1,5-5	1-3
Durezza Brinell	60-80	95-100

Il trattamento termico consiste di una tempra da 530° C in acqua fredda, e di un susseguente invecchiamento, della durata di 12 ore, a 150° C.

Il materiale risultante dalla recisione delle materozze e dalla sbavatura del getto è stato riutilizzato, mediante rifusione controllata, in aggiunta al metallo vergine. L'entità di tali aggiunte è stata tenuta non superiore al 10 % del peso del metallo di prima fusione, mentre l'uso di un opportuno fondente ha permesso una buona scorificazione e deossidazione del bagno. La composizione del fondente adoperato era la seguente:

Criolite	15 %
Cloruro di sodio	60 %
Cloruro di potassio	25 %

La quantità di fondente era di circa il 0,3 % del peso della carica totale.

PALAZZO MONTECATINI
SEDILE PER DATTILOGRAFA

PALAZZO MONTECATINI
SEDILE PER DISEGNATORI



Sedile per Dattilografi

Le operazioni tecnologiche si sono susseguite con la stessa impostazione, che ha indirizzata la fabbricazione della sedia per visitatori.

La fusione del telaio è stata eseguita con la stessa lega Anticorodal G, gettata in conchiglia.



Sedile per Dattilografi

Conchiglia aperta prima della estrazione del getto.

I fori per il montaggio dello schienale sono stati ottenuti direttamente nel getto, predisponendo opportuni « maschi ».



L'alimentazione di questo getto è stata eseguita lungo tutta la periferia.

I montanti, che si notano, erano necessari per evitare eventuali difetti di alimentazione in corrispondenza degli occhielli di attacco della spalliera.

Sedile per Dattilografi

Complesso di appoggio.

Gli angolari di Avional D ottenuti da lavorazione plastica, sono bullonati alla forchetta centrale.



Caratteristiche meccaniche dei profilati in Avional D.

Carico di rottura a trazione $R = 38\text{-}44$ kg/mm²

Carico al limite di snervamento $E_{0,2} = 24\text{-}30$ kg/mm²

Allungamento $A = 16\text{-}20$ %

Durezza Brinell $H_B = 95\text{-}120$.



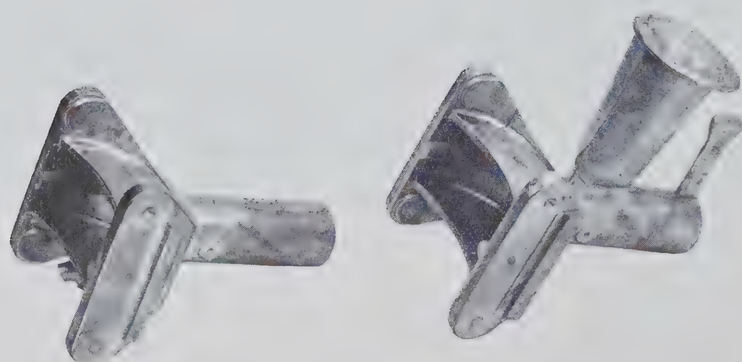
Particolare del sistema di collegamento tra telaio e tubi costituenti le gambe del sedile.

In basso a sinistra: piedini terminali delle gambe.

Sedile per Disegnatori

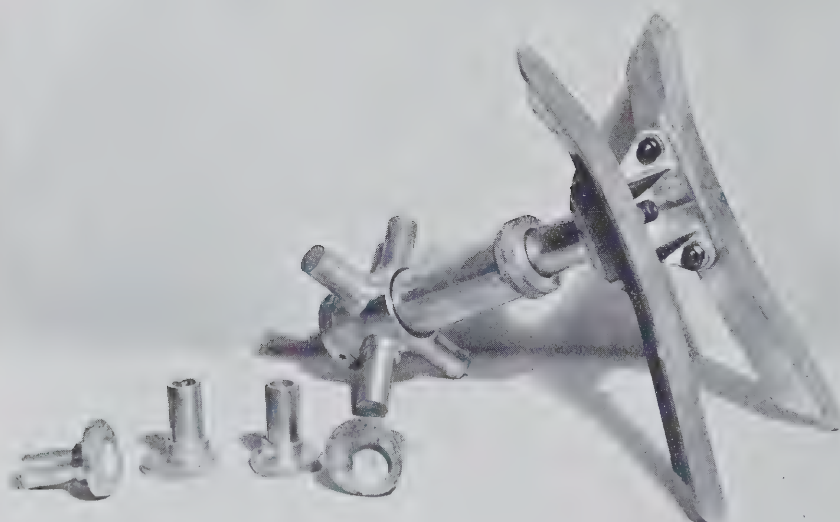


Telaio, fondello e schienale pronti per essere montati.



Forcella centrale di collegamento.

Questo pezzo è stato ottenuto mediante fusione in conchiglia in lega Anticorodal G.



Particolari della crociera centrale di sostegno.

Nella fotografia si notano i « piedini » ottenuti a mezzo fusione in conchiglia.





gate al telaio del sedile mediante una crociera e un sostegno a forchetta, sul quale sono bullonati due angolari in Avional D opportunamente curvati, che servono al collegamento fra telaio e sostegno. Un perno in acciaio e un supporto a sfere consentono al sedile di rotare. La spalliera di queste sedie per dattilografi è di disegno diverso per consentire maggior libertà di movimento ed è realizzata mediante lamiera stampata in Anticorodal.

Alcune varianti di questo modello sono state studiate per ottenere sgabelli da disegnatori e da laboratori.

La tappezzeria delle sedie descritte, come pure di tutti i tipi di poltrona, è in marocchino rosso mattone, opportunamente imbottito e molleggiato, che ben si armonizza con il colore caratteristico dell'Anticorodal dei tubi costituenti le gambe, i braccioli e le spalliere.

Le poltrone, che come abbiamo accennato sono tappezzate anch'esse in cuoio rosso, sono strutturalmente costituite da tubi ricurvi di Anticorodal: quelle per scrivania sono imperniate su di un basamento simile a quello delle sedie per dattilografi già descritto.

Negli altri mobili, quali scrivanie, tavoli, scaffali, l'impiego dell'alluminio non è stato spinto al di là di quello che può ritenersi un'applicazione principalmente ornamentale, come può rilevarsi dalle fotografie.

Molto indovinato è stato il fornire tutti i mobili di uno zoccolo di Anticorodal, che ben si armonizza con l'ambiente e che rompe con la sua tinta calda la monotonia del mobile metallico.

Liste di Anticorodal sono state applicate come ferma vetro in tutti quei mobili, quali tavoli, scrivanie, ecc. che hanno il piano di cristallo.

I mobili a muro, che sono numerosissimi, sono anche essi rifiniti ed inquadrati con profilati d'Anticorodal ossidato, che costituisce con la sua tonalità morbida l'elemento fondamentale della architettura di tutto l' edificio.



NOTIZIARIO ECONOMICO

IMMINENTI SVILUPPI PRODUTTIVI DELL'ALLUMINIO:

ENTRO UN QUINQUENNIO ALLA TESTA DEI NON FERROSI?

Esaminando l'andamento produttivo dei principali metalli non ferrosi, a partire dall'inizio del secolo, si nota lo straordinario progresso registrato dall'alluminio. La seguente tabella è particolarmente significativa poichè mostra come percentualmente (anche per la relativa esiguità della base di partenza) l'incremento nella produzione di alluminio sia di gran lunga superiore a quello degli altri non ferrosi:

Indice della produzione dei metalli non ferrosi (1909-13 = 100).

	1909-13	1929	1932	1938
Alluminio	100	569	310	1.130
Piombo	100	151	99	143
Rame	100	201	97	238
Zinco	100	163	88	171
Stagno	100	162	89	124
Totale	100	176	98	208

Se si vuole però avere una visione più completa della futura posizione reciproca dei metalli considerati, è ovvio che bisogna spingere lo sguardo in modo da individuare, in base agli impianti progettati, quali sono le tendenze in atto ed a quali risultati potranno portare.

Per quanto riguarda l'alluminio, la tendenza attuale è nettamente orientata verso un ulteriore potenziamento della produzione e del consumo. Robert J. Anderson in un suo articolo (*World Capacity for Aluminium Production* in « Metallurgia » dic. 1938), ha voluto, sulla scorta delle notizie rese note dai diversi Stati e dai vari gruppi industriali, prevedere quale sarà la potenzialità futura dell'industria dell'alluminio ed è pervenuto alla seguente tabella che mostra come nel 1940 la capacità produttiva dell'industria raggiungerà 839.000 tonn. superiore del 153% a quella del 1937 (550.000 tonn.):

Capacità di produzione dell'industria mondiale dell'alluminio (in tonn.)

	Produz. 1937	Capac. prod. 1937	Capac. prod. 1940
Australia	—	—	2.000
India Britannica	—	—	5.000
Canadà	42.600	45.000	80.000
Francia	34.500	40.000	45.000
Germania	131.600	135.000	220.000
Olanda	—	—	3.000
Ungheria	1.200	2.000	7.000
Italia	22.900	28.000	48.000
Giappone	10.500	25.000	45.000
Jugoslavia	300	1.000	6.000
Norvegia	23.00	35.000	40.000
Romania	—	—	4.000
U.R.S.S.	45.000	50.000	90.000
Spagna	—	2.000	2.000
Svezia	1.808	2.000	2.000
Svizzera	25.000	28.000	28.000
Inghilterra	19.000	22.000	32.000
Stati Uniti	132.000	135.000	180.000
Totale	490.000	550.000	839.000

Tuttavia arrestarsi, come ha fatto l'Anderson, al 1940 non è sufficiente per una visione completa del problema. Per il grande fabbisogno di energia elettrica nel trattamento della bauxite, e la delicatezza del ciclo produttivo che esige personale direttivo specializzato, la creazione di una industria dell'alluminio nei nuovi paesi richiede sempre un certo lasso di tempo. Onde i piani attualmente progettati per il potenziamento di questo ramo di attività non saranno completati, a quanto i tecnici stessi prevedono, se non dopo il 1940. Conviene quindi spostare il termine segnato dall'Anderson ed esaminare i previsti dati di produzione al termine del prossimo quinquennio, comprendendo quelle attività che ebbero inizio nel 1938 e presumibilmente soltanto al concludersi del 1943 potranno avere il loro compimento.

I progetti di espansione dell'industria dell'alluminio che così vengono ad includersi sono numerosi.

Il *Canadà,* quantunque importi tutta la materia prima per la sua industria, intende aumentare la sua capacità produttiva mediante il programma di ampliamenti in corso negli impianti di Arvida dell' « *Aluminium Co. of Canadà* », la quale pertanto decuplicando la potenzialità produttiva degli stabilimenti ora in costruzione, a lato dei quattro esistenti, potrà produrre 270.000 tonn. annue. A tutta prima pare questa cifra elevata, specie per un paese completamente dipendente dall'estero per gli approvvigionamenti di materia prima e sopratutto con un consumo interno trascurabile di metallo (gran parte della produzione viene esportata specie in Inghilterra e in Giappone). Ma la cifra è in parte spiegata se la si mette in relazione alla politica dell' « *Aluminum Co. of America* » la quale per non incorrere nei rigori della legge anti-trust e per coprire il prevedibile aumento del consumo interno degli Stati Uniti intenderebbe ricorrere alla produzione della sua consociata canadese. Per questa ragione la cifra di produzione di 180.000 tonn., data per gli Stati Uniti (e che dovrebbe essere raggiunta dopo lavori di ampliamento degli impianti della « *Aluminum Co. of America*) vuol essere considerata con circospezione.

La *Germania,* che per quanto riguarda la materia prima, si trova ora in una situazione analoga a quella del Canadà e che nel periodo 1934-37 ha triplicato la capacità della sua industria, porterà la capacità produttiva da 220.000 tonn. (Anderson) ad un livello molto superiore, raggiungendo circa le 265.000 tonn.: ciò so-

pratutto per l'apporto dell'Austria (attualmente vi sono due piccoli impianti con una capacità di circa 5.000 tonn.), dove, con il potenziamento degli impianti della *Oesterreichische Kraftwerke A. G.*, della *Neuhausen* e la creazione di nuovi stabilimenti, si porterà la capacità produttiva a 50.000 tonn. annue.

L'*Unione sovietica* che dal 1931 ha rapidamente sviluppato la sua industria arrivando a produrre 45.000 tonn. nel 1937 ha reso noto per il futuro piani grandiosi. Secondo il terzo piano quinquennale sovietico (1938-42) si dovrebbe portare, mediante l'ampliamento dei vecchi impianti e la costruzione di nuovi, l'industria sovietica dell' alluminio ad una capacità di 263.000 tonn., da raggiungersi partendo esclusivamente dalla bauxite e dalla nefelina, che sembra esistano in quantità sufficienti nel territorio nazionale.

L'industria francese dell' alluminio ha annunciato che la capacità di produzione sarà portata a 55.000 tonnellate annue. E' nota la situazione attuale del paese (uno dei maggiori produttori di bauxite ed importante mercato di esportazione) dove il consumo inferiore alla produzione, ha costretto l'industria, negli ultimi anni, ad una considerevole esportazione di metallo. Questa pertanto dovrà aumentare.

Con l' entrata in attività della *South Wales Aluminium Co.* creata dalla *British Aluminium*, dalla *A.I.A.C.* e dalla *Aluminium Ltd*, finanziata dal governo, si porterà in *Inghilterra* la potenzialità dell'industria dell'alluminio a 55.000 tonn. annue, necessarie al consumo del paese (nel 1938 su 24.000 tonn. di produzione si importarono più di 46.000 tonn. di metallo).

Un altro paese volto ad una massima potenzialità dell'industria dell'alluminio è il *Giappone*, dove la produzione è in parte basata su bauxite di importazione ed in parte su diverse materie prime nazionali. Secondo i piani annunciati, la cifra data dall' Anderson dovrebbe essere presto superata, raggiungendo 136 mila tonn., sia mediante l'ampliamento dei vecchi impianti, sia mediante la costruzione di nuovi, specialmente quelli di Fuschun e Iwabuchi, che avranno rispettivamente una potenzialità di 26.000 e 50.000 tonn.

Riguardo ai produttori minori, notiamo che le cifre relative alla *Jugoslavia*, all' *India* ed all'*Ungheria*, potrebbero, in base ai piani in corso, non ancora ben precisati, essere portate per la fine del periodo da noi preso in considerazione, rispettivamente a 12.000, 11.000 e 10.000 tonn. Per spingere il nostro esame fino al 1943, bisognerebbe però aggiungere ai paesi di cui alla tabella dell'Anderson anche la *Grecia*, il *Belgio* e la *Polonia*, dove le idee al riguardo non sono ancora eccessivamente chiare ed i piani definiti. Ad ogni modo si può assegnare ad essi rispettivamente capacità produttive di 10.000, 2.500 e 7.000 tonn.

Quanto è stato detto a complemento dello studio dell' Anderson risulta in forma schematica nella seguente tabella:

Potenzialità presunta dell'industria dell'alluminio nel mondo alla fine del prossimo quinquennio (1943) (in tonn.).

Paese	Potenzialità
Canadà	270.000
Germania	265.000
U.R.S.S.	263.000
U.S.A.	180.000
Giappone	136.000
Francia	55.000
Inghilterra	55.000
Italia	48.000
Norvegia	40.000
Svizzera	28.000
Jugoslavia	12.000
India	11.000
Ungheria	10.000
Grecia	10.000
Romania	8.000
Belgio	7.000
Olanda	3.000
Polonia	2.500
Svezia	2.000
Spagna	2.000
Australia	2.000
Totale	1.410.300

E' ovvio che le cifre riportate debbano essere intese come largamente indicative; però non deve sfuggire che se una parte dei piani annunciati non verrà condotta a compimento, molti paesi non hanno ancora comunicato i loro piani di sviluppo, o lo hanno fatto soltanto parzialmente; cosicchè la cifra, cui si è nella tabella precedente pervenuti, può dirsi errata per difetto piuttosto che per eccesso.

Ci si può allora domandare quale influenza possa avere sulla produzione degli altri metalli non ferrosi questo prevedibile aumento nel getto dell'industria dell'alluminio.

Un raffronto statistico a questo riguardo è particolarmente significativo. La maggior parte dei metalli non ferrosi ha già toccato in questi anni i massimi di produzione: le risorse minerarie per il rame, il piombo e lo zinco non sono estese e già esse durano fatica a tener dietro alle crescenti esigenze delle industrie consumatrici. Entro il 1943 pertanto si dovrà assistere probabilmente ad una flessione nella loro produzione.

In ogni modo per non alterare il raffronto conviene impostare questo sui limiti di massima produzione raggiunti per tutti i metalli non ferrosi, durante il 1929. Se ne ha la seguente tabella:

Massimi di produzione dei metalli non ferrosi alla fine del prossimo quinquennio

	t	m^3
Alluminio	1.400.000	620.000
Rame	2.250.000	255.000
Zinco	1.640.000	240.000
Piombo	1.750.000	155.000
Stagno	210.000	30.000

che può dare un'idea della situazione comparativa per i metalli non ferrosi alla fine del 1943.

Appare da essa che se non si tiene come termine di raffronto il peso dei diversi metalli estratti, ma si considera il volume (e ciò impedisce che giochi considerevolmente ai danni dell'alluminio la sua leggerezza), l'alluminio avrà a quell'epoca di gran lunga vinta la supremazia del rame nel campo dei non ferrosi. E' questa conclusione interessante sopratutto per coloro che, ancora al giorno d'oggi, sono propensi a considerare l'alluminio come un metallo « surrogato » di un altro: il rame. In verità l'alluminio non è surrogato di alcuno, nè il metallo, come si disse un tempo con frase infelice, delle nazioni povere.

E' metallo di tutti i paesi ad intensa e nuova industrializzazione.

TABELLE STATISTICHE

ITALIA - Produzione di alluminio greggio

(Secondo le rilevazioni della Federazione Nazionale Fascista degli Industriali Metallurgici)

Periodo	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938	1939
	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.
Gennaio	349.883	681.031	756.258	702.524	381.198	1.126.541	690.180	1.745.276	1.420.731
Febbraio	290.777	596.807	456.737	532.817	319.772	898.107	650.729	1.519.969	1.351.375
Marzo	506.975	632.959	577.644	790.979	516.340	1.091.810	903.999	1.757.121	1.750.471
Totale 1° Trimestre	1.147.635	1.910.797	1.790.639	2.026.320	1.217.310	3.116.458	2.244.908	5.022.366	4.522.577
Aprile	875.018	852.289	941.293	1.197.038	883.161	1.333.899	1.348.703	1.549.427	2.101.086
Maggio	1.204.912	1.316.499	1.117.317	1.536.232	1.407.070	1.663.811	1.989.731	1.382.997	
Giugno	1.424.531	1.441.481	921.108	1.526.157	1.467.966	1.647.226	2.365.482	2.484.843	
Totale 2° Trimestre	3.504.461	3.610.269	2.979.718	4.259.427	3.708.197	4.644.936	5.703.916	5.417.267	
Totale 1° Semestre	*4.652.096*	*5.521.066*	*4.770.357*	*6.285.747*	*4.925.507*	*7.761.394*	*7.948.824*	*10.439.633*	
Luglio	1.285.743	1.534.545	964.113	1.562.330	1.596.595	1.736.567	2.605.868	3.127.673	
Agosto	1.127.774	1.513.664	1.381.219	1.523.603	1.562.623	1.737.102	2.678.256	3.351.386	
Settembre	1.140.230	1.413.218	1.228.628	1.437.984	1.493.135	1.610.428	2.527.290	2.906.906	
Totale 3° Trimestre	3.553.747	4.461.427	3.573.960	4.523.917	4.652.353	5.084.097	7.811.414	9.385.965	
Totale Gennaio-Settembre	*7.205.843*	*9.982.493*	*8.344.317*	*10.809.664*	*9.577.860*	*12.845.491*	*15.760.238*	*19.825.598*	
Ottobre	910.795	1.464.268	1.368.473	866.946	1.450.002	1.393.428	2.642.679	2.638.789	
Novembre	1.038.655	1.269.569	1.297.352	655.794	1.492.533	940.723	2.467.484	1.797.682	
Dicembre	952.464	697.216	1.062.072	513.658	1.256.443	694.391	2.077.527	1.505.573	
Totale 4° Trimestre	2.901.914	3.431.053	3.727.897	2.036.398	4.198.978	3.028.542	7.187.690	5.942.044	
Totale Annuale	*11.107.757*	*13.413.546*	*12.072.214*	*12.846.062*	*13.776.838*	*15.874.033*	*22.947.928*	*25.767.642*	

ITALIA - Importazione ed esportazione di alluminio e sue leghe

(dati desunti dalla "Statistica del Commercio Speciale di Imp. e di Esp.,, del Ministero delle Finanze)

PRODOTTI	IMPORTAZIONE Quintali				ESPORTAZIONE Quintali			
	gennaio - febbraio		Anno 1938	Anno 1937	gennaio - febbraio		Anno 1938	Anno 1937
	1939	1938			1939	1938		
Rottami	120	91	1.740	1.304	40	...	566	—
Lingotti	—	2.854	3.365	33.663	6.317	—	4.595	41
Getti	2	—	—	400	215	2	31	38
Barre, verghe, spranghe	—	14	122	97	12	8	19	12
Fogli, lamiere	9	55	451	509	35	35	93	410
Fili	—	—	—	3	—	—	7	13
Corde, cavi	—	...	...	—	1	—	—	11
Tubi	—	—	7	41	6	1	17	11
Polvere	—	—	...	11	—	1	42	5
Tubetti per colori, profumi, ecc.	15	1	36	46	—	—	—	106
Lavori non nominati per uso industriale	32	108	331	678	5	568	2.404	676
Lavori non nominati: altri	38	57	247	323	343	486	2.013	2.280
Ossido di alluminio anidro	10	—	29	14.275	35.816	74.147	396.164	183.578
Bauxite	329	71	3.570	4.680	—	—	753.860	1.303.840

Brevetti italiani recentemente rilasciati che interessano l'industria dell'alluminio e delle sue applicazioni

(Il primo numero è quello del brevetto italiano, l'ultimo si riferisce alla classificazione decimale della bibliografia)

363465 - G. A. Blanc e F. Jourdan - *Nuovi metodi di trattamento di alcuni minerali per facilitare l'estrazione dei costituenti in essi contenuti* - 1.7.38 - Ril. 5.10.38 - F. Prior. 1.7.37 - 669.712.

363973 - F. De Benedetti - *Lega a base di zinco-alluminio-magnesio* - 7.3.38-19.10.38 - Ril. 669.55.71.721.

364245 - Deutsche Röhrenwerke A. G. - *Procedimento per la fabbricazione di lamiere placcate di alto pregio* - 7.7.38. Ril. 26.10.38 - D. Prior. 24.9.37 - n. 76 218.669.058.68.

364199 - Ernst Heinkel - *Organi costruttivi di metallo leggero fatti con leghe a lento indurimento* - 28.6.38. Ril. 25.10. 38 - D. Prior. 28.6.37, 152109 - 669.716: 621.785.6.

363356 - I. G. Farben - *Procedimento per l'eliminazione di magnesio da berillio metallico* - 27.6.38. Ril. 3.10.38 - D. Prior. 1.7.37, 58432 - 669.725.4.

363740 - I. G. Farben - *Procedimento per la produzione di ossido di alluminio* - 9.7.38. Ril. 12.10.38 - D. Prior. 10.7.37, 58510 - 669.712.

364085 - I. G. Farben - *Oggetti da leghe d'alluminio aventi, accanto ad elevate proprietà di resistenza meccanica, anche contemporaneamente una elevata stabilità alla corrosione intercristallina nonchè alla corrosione sotto tensione, specialmente nei confronti dell'acqua marina* - 23.7.38. Ril. 21.10.38 - D. Prior. 24.7. 37, 58628 - 669.715.

363788 - Metallgesellschaft A. G. - *Processo per la produzione di magnesio metallico mediante trattamento di cloruro di magnesio con idrogeno ad alta temperatura* - 4.7.38. Ril. 13.10.38 - D. Prior. 30.3.38, 141182 - 669.721.36.

363551 - Montecatini, Soc. Gen. per la Industria Mineraria ed Agricola - 30.6.38. Ril. 7.10.38, 669.713.72 : 621.365. 035.224.

363303 - Rolls-Royce Ltd. - *Lega di alluminio* - 21.6.38. Ril. 1.10.38 - E. Prior. 17360, a nome di Horace Campbell Hall - 669.715.

364056 - J. Ch. Seailles e W. G. R. Dyckerhoff - *Procedimento di estrazione dell'allumina a partire da materie ricche di silice come: silicati e minerali silico-allumina-calcari-schisti o simili, naturali od artificiali* - 21.7.38. Ril. 21.10.38 - Luxemburg 2.8.37, 669.712.13.

364131 - Aluminium-Walzwerke Singen G.m.b.H. - *Procedimento e dispositivo per determinare lo sforzo di trazione in un nastro metallico laminato* - 4.4.38. Ril. 22.10.38 - D. Prior. 3.4.37 - 82521, 669.716: 621.771.24.

364123 - Vereinigte Deutsche Metallwerke Aktiengesellschaft. Zweigniederlassung Basse & Selve - *Forno ad induzione a bassa frequenza per la fusione di metalli e leghe metalliche, specialmente del magnesio e delle sue leghe* - 11.7.38. Ril. 22.10.38 - D. Prior. 25.4.38, 34802 - 621.365.5 : 621.745.35.

363449 - R. Bosisio e A. Bosisio - *Procedimento semplificato per lo stampaggio a caldo partendo anche dalla fusione di tortami metallici ed eliminando il riscaldamento dei pezzi sbozzati ricavati dalla prima fusione* - 28.6.38. Ril. 5.10,38 - 621.984.

363365 - Briske & Prohl e A. Luschenowsky - *Procedimento per gettare il magnesio e le sue leghe in forme di sabbia umida* - 28.6.38. Ril. 3.10.38 - D. Prior. 14.7.37 - 179.204, 669.721.6: 621. 746.5.

364136 - Compagnia Generale di Elettricita' - *Macchina per saldatura elettrica a resistenza funzionante col procedimento a scintillìo* - 30.6.38. Ril. 22.10.38 - D. Prior. 21.7.37, 83714, a nome della AEG - 621.791.7.

364034 - R. W. Glasner - *Innovazione nelle presse per la trafilatura dei metalli* - 20.6.38. Ril. 20.10.38 - 621979.25.

363967 - V. Weil - *Lega per la saldatura di metalli leggeri e di leghe di metalli leggeri* - 6.7.38. Ril. 18.10.38 - 669.716: 791.343.

363370 - Wieland-Werke A. G. - *Procedimento e dispositivo per la produzione continua di barre metalliche per fusione* - 30.6.38. Ril. 3.10.38 - D. Prior. 30.6.37 48817 a nome di Manuel Tama - 621. 746.5.033.2.

363959 - O.C.T.I.R., Soc. Anon. - *Cilindro rotante per carde, per fibre costituito di metallo leggero* - 21.6.38. Ril. 18.10.38 - 669.717 : 677.051.

363491 - H. Sadler, V. Prey e O. Lang - *Carte metallizzate e simili e processo per la loro fabbricazione* - 15.6.38. Ril. 6.10.38. - Oesterr. Prior. 18.6.37, a nome di Sadler e Prey - 676.513.

365114 - S. Junghans - *Metodo di trattamento di metalli e leghe metalliche nella colata* - 6.6.38. Ril. 23.11.38 - D. Prior. 7.6.37, 58200.

364968 - Processi Privative Industriali, Soc. Anon. - *Nuovo procedimento continuo per la fabbricazione di magnesio metallico purissimo partendo direttamente da minerali di magnesio. 1° completivo* della privativa 357237 (*i.d.s.*), dep. 11.9.37 e ril. 8.3.38, 17.8.38. Ril. 18.11.38 - 669.721.36.

364957 - Georg von Giesche's Erben - *Lega di magnesio migliorabile, di alta resistenza. 1° completivo* della privativa 354543 (i.o.s.) dep. 22.7.37 e ril. 26.11.37 6.7.38. Ril. 18.1.310 - D. Prior 10.8.38, 97516 - 669.721.5.71.

365055 - Budd Wheel Company - *Sistema ed apparecchio per la fusione di metalli* - 8.8.38. Ril. 22.11.38 - Amer. Prior. 9.8. 37, 158008, a nome di H. E. Somes - 621.745.5.

365243 - Junkers Flugzeug und Motorenwerke Aktiengesellschaft - *Dispositivo per congiungere due elementi costruttivi mediante saldatura a resistenza, specialmente saldatura a punti, con disposizione dei punti di congiunzione dei due elementi costruttivi lungo una linea (curva o retta)* - 20.7.38. Ril. 28.11. 38 - D. Prior. 23.7.37, 58633 - 669.716: 621.791.765.

364932 - A. Kreidler - *Processo e dispositivo per la produzione continua di un cordone da un materiale fuso al principio dell'operazione* - 22.3.38. Ril. 18.11. 38 - 621.746.5.033.2 - F.P. 835577 i.d.s.

365138 - Langbein-Pfanhauser-Werke A. G. - *Dispositivo per la lucidatura elettrolitica di metalli leggieri mediante trattamento anodico* - 29.7.38. Ril. 24.11.38 - D. Prior. 30.7.37, 92990 (*Anspr. i.d.s.*) DRP. 671637, 669.718..915.

364773 - G. Menon und L. Menon - *Procedimento per lo stampaggio di oggetti metallici mediante compressione del metallo a mezzo di uno stantuffo premente* - 11.7.38. Ril. 14.11.38 - 621.983,

365305 - G. Pullé - *Processo per la saldatura dell'alluminio con altro metallo* - 26.4.38. Ril. 30.11.38 - 669.716: 621.791.35.

365300 - « San Giorgio » Soc. Anon. Industriale Stabilimenti Riuniti San Giorgio - Officine Elettromeccaniche - *Dispositivo di riscaldamento delle conchiglie per la fusione dei pezzi di alluminio e leghe leggere* - 7.9.38. Ril. 30.11. 38 - 669.716: 621.744.342.

364375 - Schloemann Aktiengesellschaft - *Pressa per trafilare per la fabbricazione di corpi cavi* - 19.7.38. Ril. 3.11.38 - D. Proir. 28.7.37, 113439 - 621. 979.25.

364678 - Maschinenfabrik Augsburg Nürnberg A. G. - *Motore a combustione interna a due tempi costruito con metallo leggero* - 5.8.38. Ril. 11.11.38 - D. Prior. 7.8.37, 138888 - 669.717: 621.43.

364858 - Ercole Puliti - *Morsetto portante a vite di serraggio per conduttori elettrici* - 25.8.38. Ril. 16.11.38 - 621.315. 172.

365179 - N. V. PHILIPS' GLOEILAMPENFABRIEKEN - *Procedimento per la produzione, a mezzo di saldatura, di condensatori variabili contenenti uno o più parti di alluminio, o di leghe di alluminio e prodotto relativo* - 30.8.38. Ril. 25.11.38 - D. Prior. 2.9.37, 31121 - 669.717 : 621.319.4.

365050 - SOLVAY & CIE. - *Perfezionamento nelle siviere per metallo fuso* - 31.8.38. Ril. 21.11.38. Importazione dell'invenzione di cui al brevetto n. 484.306 ril. nella Gran Bretagna a nome di H. A. Brassert & Co. e H. A. Brasser con decorrenza dal 3.11.36 - 669.054.2.06.

364622 - A. SCHIFFMANN - *Morsetto di diramazione a coperchio unico per conduttori diramati ad angolo retto* - 29.7.38. Ril. 10.11.38 - D. Prior. 31.7.37, 662150 - 621.315.172.

364688 - VEREINIGTE ALUMINIUM WERKE A. G. - *Superficie di contatto su organi condutori di alluminio o leghe di alluminio* - 1.8.38. Ril. 11.11.38 - 669.717 : 621.315.68.

364397 - « FIDES », GESELLSCHAFT FÜR DIE VERWALTUNG UND VERWERTUNG VON GEWERBLICHEN SCHUTZRECHTEN m.b.H. - *Sistema e disposizione per la prova di materiali da costruzione mediante una macchina di prova della resistenza alle vibrazioni* - 18.7.38. Ril. 3.11.38 - D. Prior. 17.7.37, 128.087 a nome della Siemens & Halske A. G. - 620.178.3.

364618 - HERAEUS - VACUUMSCHMELZE A. G. - *Forno ad induzione senza nucleo di ferro* - 29.7.38. Ril. 10.11.38 - D. Prior. 27.11.37, 153.787 - 621.365.5.

364478 - LOLLI & C. - *Procedimento per applicare un beccuccio o una impugnatura tubolare di lamiera a recipienti, specialmente in alluminio* - 14.7.38. Ril. 7.11.38 - 669.717 : 643.353.6.

364659 - AJAX ELECTRIC CO., INC. - *Forno elettrico ad elettrodi immersi in soluzione salina* - 20.7.38. Ril. 11.11.38 - A. Prior. 21.7.37, 154729 a nome William Adam, Jr. - 621.784.

365046 - BOLLA LASTRETTI LUIGI - *Materiale composto di tessuto e metallo in fogli, in pezze, in nastri o simili, specialmente per l'impiego nei ricoprimenti impermeabili e nelle confezioni di buffetterie, valigerie e simili* - 12.8.38. Ril. 21.11.38 - 669.718.96 : 677 e 669.717-416 : 621.798.1.

365260 - LANGBEIN-PFANHAUSER-WERKE A. G. - *Procedimento per migliorare gli strati protettivi formati per ossidazione del magnesio e sulle leghe di magnesio* - 30.8.38. Ril. 28.11.38 - 669.721.892.5.

Elenco compilato dall' Ufficio Brevetti della Soc. An. pour l' Industrie de l' Aluminium di Neuhausen.

BREVETTI

METODO DI TRATTAMENTI DI METALLI E LEGHE METALLICHE NELLA COLATA.

Junghans S., a Stoccarda (Germ.). (11-837).

LEGA DI MAGNESIO MIGLIORABILE, DI ALTA RESISTENZA.

G. von Giesche's Erben, a Breslavia (Germ.). (11-838).

SISTEMA ED APPARECCHIO PER LA FUSIONE DI METALLI.

Budd Wheel Company, a Philadelphia, Pa (S.U.A.). (11-839).

PROCEDIMENTI PER LA PRODUZIONE DI MEZZI ABRASIVI SOTTO L'INFLUENZA DI FORZE DI ORIENTAMENTO SUI GRANULI ABRASIVI.

I. G. Farbenindustrie Aktiengesellschaft, a Francoforte s. M. (Germ.). (11-839).

PROCEDIMENTO PER APPORTARE MEDIANTE SALDATURA LEGHE METALLICHE DURE SU UTENSILI E SIMILI.

La stessa. (11-839).

DISPOSITIVO PER LA LUCIDATURA ELETTROLITICA DI METALLI LEGGIERI MEDIANTE TRATTAMENTO ANODICO.

Langhein-Pfanhauser-Werke Aktiengesellschaft, a Leipzig (Germ.). (11-840).

PROCESSO PER LA SALDATURA DELL' ALLUMINIO CON ALTRO METALLO.

Pullè G., a Riccione (Forlì). (11-840).

DISPOSITIVO DI RISCALDAMENTO DELLE CONCHIGLIE PER LA FUSIONE DI PEZZI DI ALLUMINIO E LEGHE LEGGERE.

San Giorgio S. A. Industr. Stabil. Riuniti San Giorgio - Officine Elettro-Meccaniche, a Genova-Sestri. (11-841).

SUPERFICIE DI CONTATTO SU ORGANI CONDUTTORI DI ALLUMINIO O LEGHE DI ALLUMINIO.

Vereinigte Aluminium Werke Aktiengesellschaft, a Lautaverk, Lausitz (Germ.). (11-864).

BAGNO DI SALI FUSI, RISCALDATO ELETTRICAMENTE, SPECIALMENTE PER IL TRATTAMENTO TERMICO DI METALLI.

Deutsche Gold-und Silber Scheideanstalt vormals Roessler a Francoforte s. M. (Germ.). (12-941).

PROCEDIMENTO PER LA FORMAZIONE DI STRATI SUPERFICIALI DI OSSIDO DI MAGNESIO.

Langbein Pfanhauser Wercke Aktiengesellschaft, a Leipzig (Germ.). (12-941).

LEGA METALLICA PER SALDARE ALLUMINIO E DELLE VARIE SUE LEGHE CON SE STESSO O CON ALTRI METALLI, MEDIANTE L'USO DI UN COMUNE SALDATORE DI RAME, E SUO PROCEDIMENTO DI FABBRICAZIONE.

Santini P. e Muzzi S., a Roma. (12-942).

SISTEMA ED APPARECCHIO PER ELEVARE I DATI DI RESISTENZA DI PROFILATI METALLICI, SPECIALMENTE DI LEGHE DI ALLUMINIO E DI MAGNESIO, AVENTI SEZIONE VARIABILE.

Durener Metallwerke Aktiengesellschaft, a Berlin-Borsgiwalde. (12-943).

APPARECCHIO PER LA CROMATURA ELETTROLITICA INTERNA.

Krell W., a Dessau (Germ.). (12-943).

PROCEDIMENTO PER L'OSSIDAZIONE ELETTROLITICA DI FILI E DI NASTRI D'ALLUMINIO.

Papst H., a St. Georgen Schwarzwald (Germ.). (12-944).

DISPOSITIVO PER PRODURRE STRATI DI PROTEZIONE MEDIANTE TRATTAMENTO ANODICO DELLA SUPERFICIE INTERNA DI CORPI CAVI METALLICI.

I. G. Farbenindustrie Aktiengesellschaft, a Francoforte s. M. (Germ.). (12-943).

NUOVO PROCEDIMENTO CONTINUO PER LA FABBRICAZIONE DI MAGNESIO METALLICO PURISSIMO PARTENDO DIRETTAMENTE DA MINERALI DI MAGNESIO.

Processi Privative Industriali, S. A., a Milano. (11-838).

SALDATURA PER FUSIONE TRA VETRO E METALLO, IN PARTICOLARE PER RECIPIENTI DI SCARICA, LE CUI PARETI ESTERNE SIANO COSTITUITE INTERAMENTE OPPURE PREVALENTEMENTE DI METALLO.

Siemens & Halsk Aktiengesellschaft, a Berlin-Siemensstadt. (12-944).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE ELETTROLITICA DI RIVESTIMENTI DI PROTEZIONE SU PEZZI DI MAGNESIO E DELLE SUE LEGHE.

La Stessa. (12-943).

ANODO PER CELLULE ELETTROLITICHE PER LA SEPARAZIONE DI MAGNESIO, BERILLIO E METALLI ANALOGHI PER ELETTROLISI DI SALI FUSI.

Gesellschaft zur Verwertung Chemisch Technischer Verfahren, a Vaduz. (12-945).

RECENSIONI

DOTT. I. COMPAGNO - **Analisi dei metalli non ferrosi di uso industriale e delle loro leghe** - con 17 tavole ed otto figure nel testo - volume in 8° (25×17.5 cm.) - Ulrico Hoepli, Milano, 1939 - L. 60.—.

Era tempo che nella nostra letteratura scientifica si presentasse un'opera il cui scopo precipuo fosse quello di trattare un ramo ben definito della chimica analitica e che ne mettesse in evidenza, con ricchezza di dati e di consigli, i varî metodi di analisi più frequentemente usati. Di trattati italiani del genere, infatti, possiamo elencare il Villavecchia, ma, come è naturale in un'opera di così vasta mole, l'analisi dei metalli non ferrosi è trattata come tutti gli altri argomenti secondo i concetti fondamentali, elencando le nozioni più importanti, ma lasciando al chimico l'iniziativa di superare con la propria esperienza gli eventuali ostacoli che inevitabilmente si presentano qualora ci si accinga a operare secondo un metodo nuovo. Le memorie sparse in diverse Riviste Scientifiche completano infine tutto il patrimonio nazionale letterario sull'argomento in questione.

Spetta quindi al Dott. Compagno la soddisfazione di essere riuscito ad attuare quest'opera di mole considerevole, che risponde ai requisiti per cui essa è stata elaborata: e non solo in quanto essa è in grado di colmare questa lacuna che esiste in casa nostra, ma altresì perchè l'A. associa a ciascuno dei numerosissimi metodi da lui esposti e consigliati la preziosa esperienza dei suoi anni di lavoro trascorsi nei laboratori di analisi.

Le avvertenze, i richiami, le annotazioni, le particolarità tecniche e descrittive che l'A. inserisce frequentemente durante la descrizione di un qualsiasi metodo analitico offrono il grande vantaggio di facilitare l'opera del chimico e di salvaguardarlo dalle non infrequenti sorprese.

L'opera è quindi degna del miglior giudizio e di una favorevolissima accoglienza. E lo sarà ancor più e meglio quando l'A. correggerà, nella prossima edizione, taluni errori — assai strani in verità per un chimico di lunga pratica — che gli sono sfuggiti. Precisando, i fattori analitici sono in gran parte riportati sbagliati. E' facile dedurre quale grave inconveniente comporti questa manchevolezza e quali conseguenze ne possano da essa derivare.

Nella parte generale sono brevemente esposte alcune notizie sul prelievo ed il comportamento dei campioni per l'analisi e dei mezzi per effettuarla.

La parte Analitica e Metodologica è divisa in due parti: nella prima è trattata in ordine di importanza industriale l'analisi dei metalli più comuni e delle loro leghe; nell'altra invece, in ordine alfabetico, sono trattati i metalli di scarsa importanza industriale e che non offrono peculiari caratteristiche alle leghe nelle quali essi sono presenti.

A capo di ogni capitolo sono aggiunte delle brevi ed utilissime esposizioni sulle caratteristiche fisiche, chimiche e sugli impieghi industriali del metallo o della lega considerata.

Il libro, infine, contiene numerose tavole con diversi esempi di analisi. La presentazione poteva essere assai migliore, anche in relazione al prezzo, poteva essere impiegato un tipo di carta meno salsamentario.

F. SINIGAGLIA

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

RIASSUNTI

II. - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE

b) Meccaniche

M. BOSSARD e H. HUG - **Influenza del contenuto in ferro sulle proprietà dell' Aldrey** - « Metallwirschaft » XVIII, pp. 6-8 (1939).

La lega Aldrey, formata da alluminio, magnesio e silicio, ha trovato largo impiego come materiale per linee elettriche ad alta tensione, perchè possiede, nei confronti dell'alluminio, già precedentemente usato, una resistenza meccanica più elevata, un'identica resistenza alla corrosione ed una conduttività elettrica di poco inferiore.

La costruzione della prima linea elettrica in Aldrey, risale al 1924 e fu realizzata per allacciare Turtmann a Chifflis; nel 1925 venne costruita un'altra per conto delle Ferrovie Svizzere di 126 Km. per il trasporto di correnti di 130.000 volt e che allaccia Poidoux a Rufferswil. In entrambe queste linee non si sono mai verificate delle irregolarità che avrebbero potuto ascriversi a difetti inerenti al materiale. Alcuni inconvenienti verificatisi all'inizio furono senz'altro attribuiti ad errori di fabbricazione e di montaggio e dovuti all'ignoranza delle particolari proprietà del materiale del tutto nuovo. Le cause atte a diminuire la resistenza alla corrosione ed in misura minima anche la conduttività elettrica dell' Aldrey sono dovute essenzialmente alle impurezze presenti nell'alluminio, allorchè il loro tenore supera un certo limite.

Mentre infatti nei primi esemplari di Aldrey veniva adoperato un alluminio con un titolo del 99% circa e contenente approssimativamente il 0,5% di ferro e 0,5% di silicio, il miglioramento progressivo della produzione ha portato ultimamente all'impiego di alluminio di titolo 99,7% e contenente il 0,20% di ferro ed il 0,15% di silicio. La diminuzione delle impurezze determina contemporaneamente l'aumento della conduttività elettrica e della resistenza alla corrosione, specie nelle atmosfere particolarmente aggressive dei centri industriali.

Gli AA. hanno illustrato inoltre i risultati di alcune prove da loro condotte per chiarire l'influenza del ferro. sempre presente come impurezza nell'alluminio, sulla lega Aldrey. A tale scopo gli sperimentatori si sono serviti di leghe preparate apposta con tenori variabili di ferro, l'analisi chimica delle quali è illustrata nella tabella 1.

TABELLA 1.

Analisi delle leghe usate.

Lega	Mg %	Si %	Fe %
S. 950	0.43	0.57	0.30
S. 951	0.43	0.57	0.20
S. 953	0.43	0.57	0.13
S. 952	0.43	0.57	0.012

I lingotti sperimentali del peso di 1 kg circa vennero laminati in fili di 11 mm di diametro che furono poi sottoposti ad una ricottura a 520°-530°C, raffreddati in acqua e trafilati fino a un diametro di 2,5 mm. Successivamente venivano invecchiati a 160°C per un tempo variabile da 4 a 14 ore, allo scopo di aumentare la conduttività.

Su questi fili così trattati si eseguirono le seguenti prove:

1) proprietà tecnologiche,
2) conduttività elettrica,

TABELLA 2.

Lega	Durata del trattamento a 160° C ore	$\sigma_{0,2}$ kg/mm²	σ_R kg/mm²	δ %	Piegature a 90° r = 6 mm	Piegature a 90° r = 10 mm	Torsione l = 200 mm. carico prelim. 5%	Prova con HCl N° di reaz.	Prova con NaCl attivato g/dm²	$\lambda^{20°}$ m / Ω . mm²
S. 950	Duro	29.5	34	3.8	13	22	21	2.1	0.05	29.3
S. 950	4	27.6	32.5	7.7	15	27	27	2	0.07	31.6
S. 950	14	25	29.4	5	17	30	30	2.3	0.08	32.4
S. 951	Duro	30.4	33.6	3.9	16	25	19	1.9	0.06	29.4
S. 951	4	28.4	33.2	7.7	18	30	26	2.1	0.07	31.3
S. 951	14	25.8	29.8	5.2	19	31	26	2.1	0.08	32.5
S. 953	Duro	31.4	34.8	3.8	16	27	16	1.2	0.05	29.3
S. 953	4	28.3	33.1	6.9	19	34	27	1.1	0.06	31.3
S. 953	14	27	30.4	5.8	2	35	27	1.02	0.06	32.6
S. 952	Duro	31.6	34.3	3.6	19	32	14	dopo 2 ore	0.04	29.3
S. 952	4	29.4	33.6	7.5	21	35	25	nessun aumento di	0.06	31.3
S. 952	14	26.7	30.3	5.4	25	40	28	temperatura	0.06	32.5

TABELLA 3.

Caratteristiche tecnologiche delle leghe usate dopo vari periodi di esposizione alla nebbia salina.

Lega	Durata del trattamento a 160° C ore	σ_R kg/mm²	δ %	Dopo un'esposizione di 2 mesi σ_R kg/mm²	Dopo un'esposizione di 2 mesi δ %	Dopo un'esposizione di 4 mesi σ_R kg/mm²	Dopo un'esposizione di 4 mesi δ %	Dopo un'esposizione di 6 mesi σ_R kg/mm²	Dopo un'esposizione di 6 mesi δ %	Perdite di allungam. in % dopo 2 mesi	Perdite di allungam. in % dopo 4 mesi	Perdite di allungam. in % dopo 6 mesi
S. 950	4	31.8	7.3	31.8	5.5	31.7	4.5	31.6	4.4	24.5	38.5	39.5
S. 950	14	29.1	5	29.1	4.1	28.7	2.9	28.7	2.6	18	42	4.8
S. 951	4	32.7	7.4	32.6	6.4	32.4	6.2	32.2	5.6	13.5	16	24.5
S. 951	14	29.4	4.9	29	3.7	29.1	3.2	29	3.1	24.5	34.5	36.5
S. 953	4	32.8	7.6	32.7	7.4	32.5	7.2	32.6	7.1	2.5	5.5	6.5
S. 953	14	30	5.1	29.9	4.7	29.9	4.6	29.2	4.5	7.5	9.5	11.5
S. 952	4	33.2	8	33	7.8	33.1	7.8	33.3	7.8	2.5	2.5	-2.5
S. 952	14	29.4	4	29.4	3.8	28.7	3.8	29.4	3.6	5	7.5	10

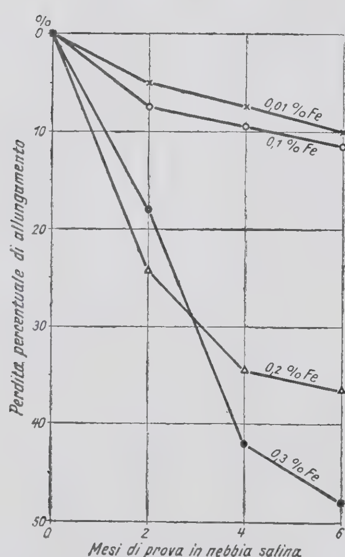


Fig. 1 - Diminuzione percentuale delle leghe S. 950 - S. 951 - S. 952 - S. 953, a vario tenore di ferro dopo 2, 4 e 6 mesi di esposizione alla nebbia salina. (4 ore a 160°C).

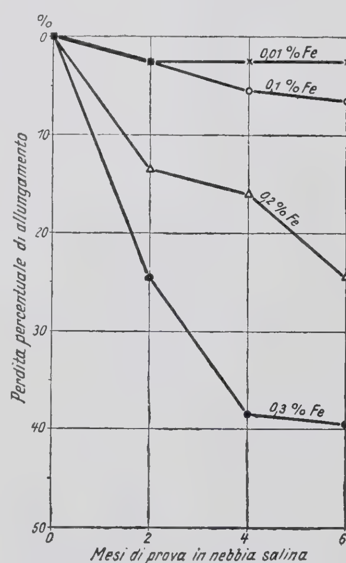


Fig. 2 - Diminuzione percentuale delle leghe S. 950 - S. 951 - S. 952 - S. 953, a vario tenore di ferro dopo 2, 4 e 6 mesi di esposizione alla nebbia salina. (14 ore a 160°C).

3) numero di reazione Mylius,
4) esame della resistenza alla corrosione in atmosfera salina.

Per quest'ultima prova gli AA. adoperarono una soluzione di cloruro di sodio al 3% che venne nebulizzata con dell'aria compressa. I provini furono sottoposti a questo saggio per una durata variabile da 2 a 6 mesi. Alla fine della esperienza vennero sottoposti alla prova di resistenza alla trazione e successivamente dell'allungamento.

I risultati sperimentali ottenuti dagli AA. sono esposti nelle tabelle 2 e 3. Inoltre le figg. 1 e 2 mostrano la variazione dell'allungamento sino alla rottura del provino in funzione alla durata della prova di corrosione. Da questi dati si rileva subito che le varie percentuali di ferro influenzano in modo sensibile solo la elasticità del materiale considerato, ed in rapporto inverso alla percentuale di ferro presente. Le prove di corrosione in atmosfera salina hanno portato pure alla conclusione che diminuendo il tenore in ferro nella lega, si può esaltare notevolmente le caratteristiche già eccellenti di resistenza alla corrosione dell'Aldrey.

In quanto alle prove Mylius i numeri di reazione ottenuti con provini aventi un basso tenore di ferro presente sono notevolmente inferiori a quelli ottenuti con provini del medesimo materiale ma a tenore di ferro più elevato.

Le conclusioni a cui sono pervenuti gli AA. portano quindi senz'altro a ritenere che i fili di Aldrey contenenti una bassa percentuale di ferro si dimostrano in confronto a quelli con tenori maggiori, più resistenti anche se l'atmosfera è decisamente corrosiva.

F. S.

III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE

a) Ricerche sulla corrosione

A. von Zeerleder - **Lo stato attuale delle ricerche sulla corrosione e sulla protezione delle leghe leggere ed ultra leggere** - (Estratto da: « Journées de la Lutte contre la Corrosion » (1937).

La corrosione di un metallo viene definita oggi come una deteriorazione che si inizia alla sua superficie per opera di reazioni chimiche ed elettrochimiche, e che deve la sua origine all'affinità che il metallo possiede per uno o più elementi costituenti l'agente corrosivo e col quale esso entra in combinazione chimica.

Le reazioni elettrochimiche sono causate da zone a potenziale diverso, esistenti sulla superficie del metallo, e che danno luogo ad elementi galvanici locali, generatori di corrente. Le cause di queste differenze di potenziale sono assai discusse. Evans ha dimostrato che esse possono essere provocate dalla mancanza di omogeneità dell'agente di corrosione e di inegualità fisica del metallo (dovute a deformazioni o a riscaldamenti non uniformi). Infatti anche la ventilazione non uguale su una superficie può essere molto sovente una causa di corrosione: le zone fortemente ventilate funzionano da catodi, mentre le zone poco ricche di ossigeno funzionano da anodi.

La resistenza alla corrosione di un metallo dipende essenzialmente dallo strato di ossido che lo protegge. Questa superficie passiva, di natura non ancora ben nota, ha un'importanza fondamentale sia per l'alluminio come per il magnesio, perchè permette ad entrambi i metalli di resistere bene alla corrosione pur occupando esso nella serie elettrochimica degli elementi, un posto tra i metalli meno *nobili*, quindi più *reattivi*.

In genere si possono considerare tre tipi diversi di corrosione: *corrosione generale, corrosione locale, corrosione intercristallina*. Tutte e tre si verificano sia sull'alluminio come sul magnesio,

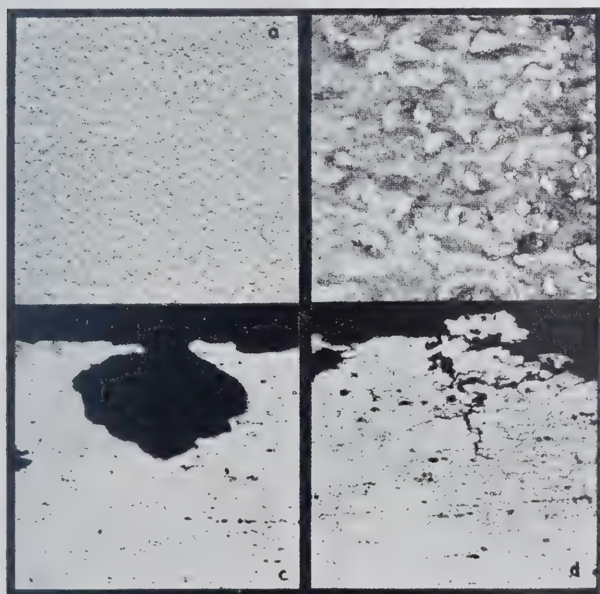


Fig. 1 - (A) Corrosione generale - (B) Corrosione locale - (C) Sezione di un oggetto attaccato dalla corrosione locale - (D) Sezione di un oggetto attaccato da corrosione intercristallina - [(A) e (B) in grandezza naturale; (C) e (D) × 100].

e poichè una non esclude le altre è possibile riscontrare contemporaneamente su un oggetto posto in esame queste forme di corrosione.

La *corrosione generale* (fig. 1A) è una dissoluzione completa di tutto il materiale. E' caratterizzata da un attacco regolare su tutta la superficie ed interviene per opera di agenti corrosivi che disciolgono lo strato di ossido.

Nella *corrosione locale* (fig. 1 B C), l'attacco invece è localizzato in più punti della superficie e la corrosione prosegue in profondità. Il fenomeno in questo caso è dovuto alla presenza di *coppie locali* create sia da particelle eterogenee presenti, sia da altre impurità nella superficie del metallo, sia infine da

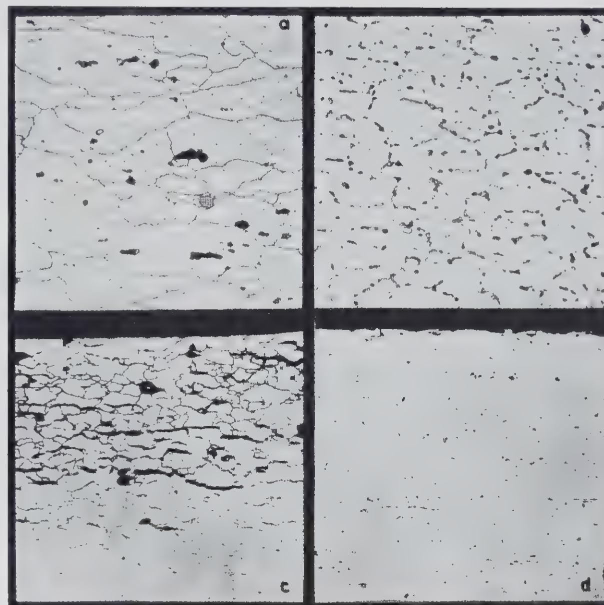


Fig. 2 - Lega Al-Mg al 7% - (A) Omogeneizzazione a 400°C, incrudimento dell'8%, rinvenimento per una durata di 4 giorni a 100°C - (B) Omogeneizzazione a 400°C ed eterogeneizzazione a 300°C - (C) Il campione (A) dopo una prova di corrosione in una soluzione al 3% di NaCl e l'1% di HCl - (D) Il campione (B) dopo una prova di corrosione in una soluzione al 3% di NaCl e l'1% di HCl - [(A) e (B) in grandezza naturale; (C) e (D) × 100].

una diversa concentrazione di ossigeno alla superficie. In questo caso — quindi — il liquido corrosivo non ha il compito di disciogliere lo strato di ossido bensì quello di servire da elettrolita.

Inoltre, se i prodotti della corrosione che si sono depositati all'anodo sono insolubili nell'agente corrosivo, la diffusione dell'ossigeno sui punti che funzionano da anodi, risulta sempre più difficile, cosicchè le zone attaccate continuano ad essere sottoposte all'azione corrosiva degli elementi galvanici locali.

La *corrosione intercristallina* (fig. 1 D) è da considerarsi senz'altro come la più dannosa. L'attacco si manifesta nelle zone intercristalline producendo così la disgregazione della struttura del metallo. Fra le leghe di alluminio, sono specie quelle a base di rame (Al-Cu e Al-Cu-Mg) e quelle ad alto tenore di magnesio (Al-Mg) che in seguito ad un errato trattamento termico possono subire facilmente questa forma di corrosione.

Le ricerche di Siebel e di diversi altri autori hanno dimostrato che nelle leghe Al-Mg questo fenomeno si verifica solo quando il costituente β (Al_3Mg_2) precipita dalla soluzione solida soprasatura e forma negli spazi intercristallini un film continuo. In questo caso una superficie del metallo attaccata con acido fosforico, e sottoposta all'esame micrografico, mostra i contorni intergranulari sotto forma di linee scure ininterrotte; una lega fornirà invece una buona resistenza alla corrosione quando queste linee risulteranno punteggiate (fig. 2).

Il composto Al_3Mg_2 è un po' più *reattivo* della soluzione so-

lida di Al e Mg. La differenza di potenziale che ne deriva dà origine ad una coppia galvanica. In tal caso se il composto Al_3M_2 che precipita forma un film continuo che circonda i cristalli quest'ultimo sarà completamente disciolto da questa coppia e provocherà la demolizione della struttura del metallo. Se invece il Al_3Mg_2 si trova coagulato con dei cristalli isolati, non circondati dal film, l'azione corrosiva sarà rivolta unicamente verso le particelle cristalline di Al_3Mg_2 che si trovano in contatto diretto con la superficie del metallo.

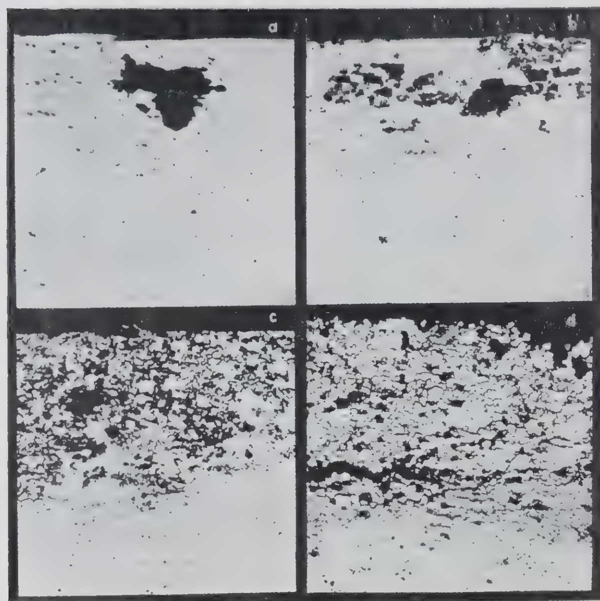


Fig. 3 - Lamiera di avional di 1 mm di spessore sottoposta per 3 giorni all'attacco di una soluzione al 3% di NaCl e all'1% di HCl dopo tempi differenti intercorsi tra la fuoriuscita del pezzo dal forno di trattamento e la tempra. (× 100).

Il periodo critico della struttura, e precisamente quello che da origine alla corrosione intercristallina si presenta allorquando le leghe, dopo aver subito un completo trattamento di omogeneizzazione, sono rinvenute a temperature variabili tra i 60° e i 200°C. E' possibile ottenere una struttura stabile insensibile ad un rinvenimento eseguito a bassa temperatura, e quindi anche alla corrosione intercristallina per mezzo di una eterogeneizzazione, cioè di un trattamento termico, eseguito proprio al di sotto del limite di solubilità. Siebel provò spiegare il fenomeno attribuendolo ad un impoverimento di magnesio dovuto alla coagulazione del costituente Al_3Mg_2 che si effettua lungo i bordi intergranulari e per il quale la velocità di precipitazione, nel caso di un rinvenimento successivo, è sensibilmente ridotta.

L'A. coadiuvato dai suoi collaboratori Bosshard, Hug e Weissenberger, ha eseguito delle ricerche allo scopo di individuare in quali circostanze si verifica la corrosione intercristallina nelle leghe del tipo Al-Cu ed Al-Cu-Mg.

Già da tempo si intuiva che il breve lasso di tempo che intercorre tra la fuori uscita del pezzo dal forno, il trattamento e la sua tempra ha un'importanza fondamentale per quanto si riferisce alla resistenza del metallo alla corrosione intercristallina. Infatti le ricerche condotte a fondo dagli sperimentatori diedero piena conferma a questa ipotesi.

Sottoponendo infatti delle lamiere di Avional di 1 mm di spessore che avevano subito periodi variabili di esposizione all'aria dall'uscita dal forno alla loro tempra all'azione corrosiva di una soluzione di acido cloridrico all'1% e di cloruro sodico al 3%, si notò che la corrosione che ne risultava era tanto maggiore quanto più lunghi erano questi periodi (figg. 3 e 4).

Per quanto riguarda l'influenza dovuta al liquido di tempra si è potuto stabilire che nel caso di una lamiera temprata nell'acqua a 50°C in essa si era verificato un inizio di corrosione intercristallina, fenomeno che invece si è reso decisamente manifesto nel caso di una tempra effettuata in acqua bollente — o in olio a 30°C —. Dopo una tempra in olio eseguita a 60°C la azione corrosiva si è dimostrata meno accentuata; contraddizione che può trovare una spiegazione nel fatto che l'olio caldo possiede una maggiore fluidità e quindi offre un potere di raffreddamento superiore (fig. 5).

Per quanto riguarda l'influenza dovuta alla durata del trattamento termico nei confronti della corrosione intercristallina, si può affermare che per leghe del tipo Al-Cu, il fenomeno in questione dipende dalla forma sotto la quale il $CuAl_2$ è precipitato negli spazi intercristallini.

Grande importanza hanno assunto in questi ultimi anni i metodi di controllo e di studio per la corrosione delle leghe leggere. Essi vennero man mano migliorati e quindi normalizzati da una commissione formata da membri competenti rappresentanti le nazioni produttrici di alluminio. E' in via di pubblicazione una nuova normalizzazione che sarà edita per cura del « Bureau International de l'Aluminium » e che comprende:

1) la prova di corrosione con una soluzione salina ossidante - secondo Mylius;
2) la prova di corrosione in atmosfera salina.
3) la prova di corrosione in una soluzione salina ossidante mantenuta in agitazione. (Secondo la Deutsche Versuchsanstalt fur Luftfahrt - Berlino);
4) la prova di corrosione per immersione alternata.

Per avere un controllo sufficientemente esatto della resistenza alla corrosione intercristallina di una lega di alluminio l'A. consiglia l'uso di una soluzione al 3% di cloruro di sodio, ed al 1% di acido cloridrico, prova proposta per la prima volta da Sidery, Lewis e Sutton.

In genere, però, in tutte queste prove che sono state ora menzionate i provini in esame non sono sottoposti a delle sollecitazioni meccaniche, sollecitazioni che in pratica invece sono sempre presenti e variano assai l'andamento del fenomeno accelerando in modo sensibile la corrosione.

La fig. 6 mette in evidenza qualche dispositivo creato apposta

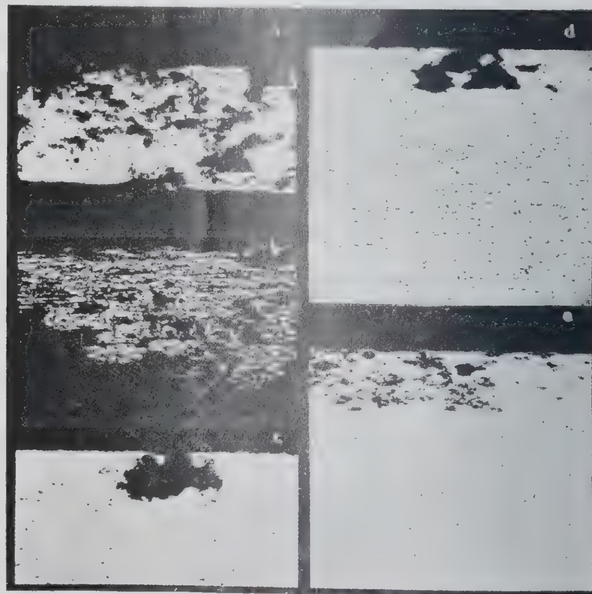


Fig. 4 - Lamiera di avional di 0,5 e di 3 mm di spessore sottoposta per 3 giorni all'attacco di una soluzione al 3% di NaCl e all'1% di HCl dopo tempi variabili intercorsi tra la fuoriuscita del pezzo dal forno di trattamento e la tempra. (× 35).

(A) spessore 0,5 mm; tempo intercorso: 2÷3 secondi;
(B) spessore 0,5 mm; tempo intercorso: 20 secondi;
(C) spessore 0,5÷1,0 mm; tempo intercorso: 20 secondi;
(D) spessore 3 mm; tempo intercorso: 2÷3 secondi;
(E) spessore 3 mm; tempo intercorso: 40 secondi.

per il montaggio dei provini da forno in contatto con un agente corrosivo, e sottoposti a flessione.

Nei due casi a) e b) la freccia resta costante per tutta la durata della prova, ma il carico specifico decresce in seguito alla diminuzione di sezione e man mano che la corrosione aumenta. Nei successivi casi c) e d) il carico rimane invece costante; qui la tensione specifica aumenta durante lo sviluppo della corrosione e quindi l'attacco ne viene accelerato.

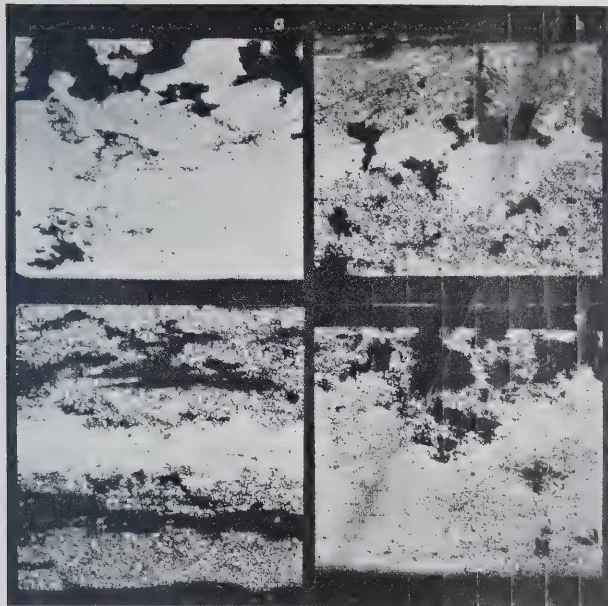


Fig. 5 - Lamiera di Avional di 1 mm di spessore sottoposta all'attacco di una soluzione al 3% di NaCl e all' 1% di HCl, temperata in acqua o in olio a diverse temperature:

A) tempra immediata nell'acqua a 50°C;
B) tempra immediata nell'acqua a 100°C;
C) tempra immediata nell'olio a 30°C;
D) tempra immediata nell'olio a 60°C.
(× 35).

In a) il carico specifico iniziale è calcolato secondo il modulo di elasticità, lo spessore della lamiera e il raggio di curvatura. In b) si può applicare al provino una certa tensione che in seguito si mantiene. In questo caso, come in c) ed in d), la tensione specifica è calcolata per mezzo del carico applicato sul braccio di leva e del momento resistente.

sono elencare nel modo seguente:

1) aumento del grado di purezza del metallo;
2) aggiunta ad esso di metalli che ostacolano la corrosione e eliminazione di quelli che la favoriscono;
3) aggiunta all'agente corrosivo di sostanze che ostacolano la corrosione.
4) formazione di strati protettivi;
5) scelta accurata dei vari tipi di leghe nelle varie applicazioni.

I primi due sistemi possono essere fusi in considerazione anche per il magnesio. Infatti il manganese aggiunto al magnesio ha la proprietà di legarsi col ferro e di depositarsi in fondo al crogiolo.

Il terzo sistema è attualmente usatissimo in pratica. L'alluminio può venir messo in contatto con soluzioni alcaline alle quali si siano aggiunte piccole quantità di silicato sodico. Sembra che questa azione protettrice sia da attribuirsi alla formazione di un film di silicato sodico sulla superficie del metallo.

Oltre al silicato sodico possono servire a tale scopo i colloidi quali la gomma, la gelatina, la destrina l'amido, oppure sostanze ossidanti come i cromati ed i bicromati.

Per quanto riguarda il quarto sistema , l'ossidazione anodica offre all'alluminio e alle sue leghe nuove possibilità di impiego. Lo spessore dello strato di ossido applicato con questo metodo può variare a seconda del trattamento da 5 a 50 μ.

Gli strati di ossido formati chimicamente si ottengono mediante un trattamento in soluzioni alcaline ossidanti. Lo spessore di questi strati è lievissimo, di qualche μ al massimo, e la loro resistenza all'attrito è di gran lunga inferiore a quella offerta dagli strati ottenuti per ossidazione anodica. Purtuttavia questo metodo di ossidazione è molto semplice e quindi assai poco costoso.

Anche per il magnesio esistono dei procedimenti di ossidazione anodica. Nella pratica attuale tuttavia si impiegano quasi unicamente dei metodi puramente chimici.

I ricoprimenti metallici ottenuti per laminazione offrono un mezzo di protezione tanto più efficace quanto minore è la differenza di potenziale tra i due metalli messi in intimo contatto. Il metodo si presta particolarmente per il rivestimento del duralluminio, possedendo elevate qualità meccaniche ma di scarsa resistenza alla corrosione.

Questi bimetalli sono costituiti da un'anima centrale formata da duralluminio, ricoperta su entrambe le facce di un sottile strato di alluminio purissimo continuo ed aderente. Il trattamento in questi materiali deve essere condotto con particolare attenzione per evitare che il rame presente nel duralluminio possa diffondersi nell'alluminio. Questi bimetalli sono ottenuti con successo anche con leghe di magnesio.

Per ultimo l'A. raccomanda vivamente ai costruttori di atte-

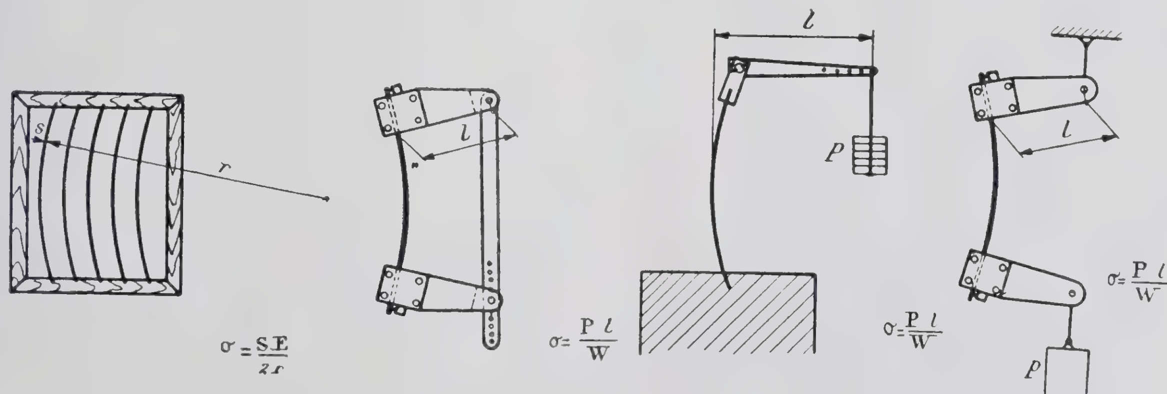


Fig. 6

Lo scopo delle ricerche sulla corrosione non consiste tuttavia solamente a spiegare i differenti processi d'attacco ed a stabilire i vari metodi di controllo. In realtà essa ha come compito principale quello di combattere in modo decisivo il fenomeno di corrosione e offrire sistemi efficaci di protezione, che si possono

nersi a quelle obbligatorie norme di prudenza e di accuratezza di lavorazione durante l'attuazione di una qualunque costruzione in lega leggera al fine di non offrire la possibilità di una rapida corrosione del materiale.

F. S.

— — - **Normalizzazione dei metodi per le prove di corrosione dell'alluminio e delle sue leghe** - « Revue de l'Aluminium » XV, pp. 1417-1422 (1938).

Il « Bureau International de l'Aluminium » ha pubblicato nel 1932 una nota riguardante la normalizzazione delle prove di corrosione delle leghe leggere.

I progressi realizzati in seguito nello studio dei fenomeni di corrosione hanno portato diverse modificazioni sia ai metodi come agli apparecchi adottati.

Il testo pubblicato nel 1932 fornisce una descrizione di due tipi di metodi e precisamente uno per la determinazione della resistenza alla corrosione di un metallo, l'altro per il controllo della struttura di questo metallo con l'aiuto della corrosione.

In questa nota invece ci si limita di proposito alla descrizione dei metodi per prove di corrosione propriamente dette, allo scopo di evitare ogni confusione fra i due tipi di prove, che come abbiamo detto, hanno scopi ben definiti e totalmente diversi.

Prova ossidante al cloruro di sodio ed all'acqua ossigenata (secondo Mylius).

Il campione deve avere una superficie di 2000 mm². Se il materiale sottoposto alla prova si presenta sotto forma di lamiera la sua larghezza dovrà essere di 10 mm e la sua lunghezza sarà determinata in funzione allo spessore, in modo che la superficie totale che ne risulta sia di 2000 mm².

Seguendo il medesimo criterio verranno dimensionati i campioni di profilati o di fili. Allo scopo di facilitare la scelta delle dimensioni del campione sono state tracciate due curve rispettivamente in funzione dello spessore per una larghezza di 10 mm e in funzione del diametro. La prima servirà per i campioni sotto forma di lamierini, la seconda per i campioni sotto forma di fili (figg. 1, 2).

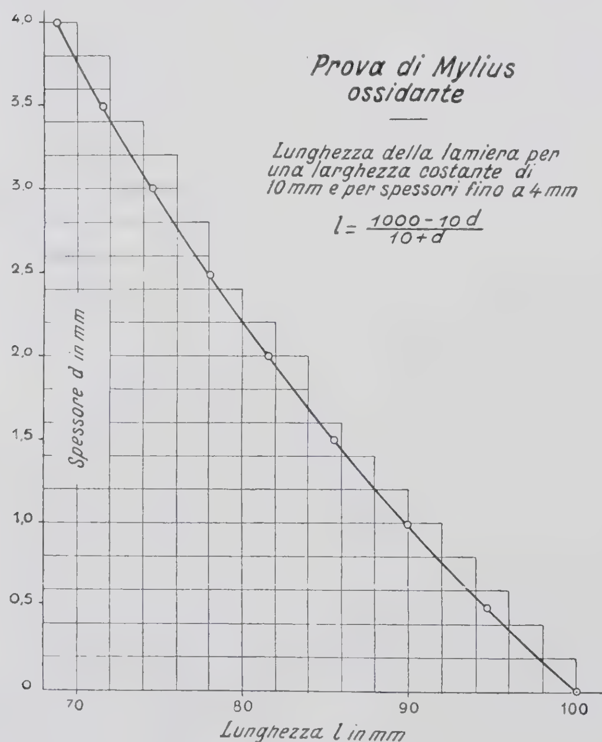


Fig. 1

Prima della prova, il campione deve subire un accurato decapaggio in una soluzione di idrato sodico al 20% a temperatura ordinaria; poi deve essere ben spazzolato e sciacquato. Viene poi immerso per 20 secondi in una soluzione al 25‰ di acido cloridrico, quindi nuovamente lavato ed asciugato con carta bibula. Il campione viene quindi pesato e collocato in una provetta di 17 mm di diametro contenente 20 cm³ della soluzione all'1% di cloruro di sodio e al 3% di acqua ossigenata.

Si lascia il metallo in contatto con la soluzione corrosiva per 24 ore mantenendo la provetta ad una temperatura di 20°C. Inoltre durante tutta la durata della prova la provetta deve essere conservata al buio, poichè la luce può avere un'influenza

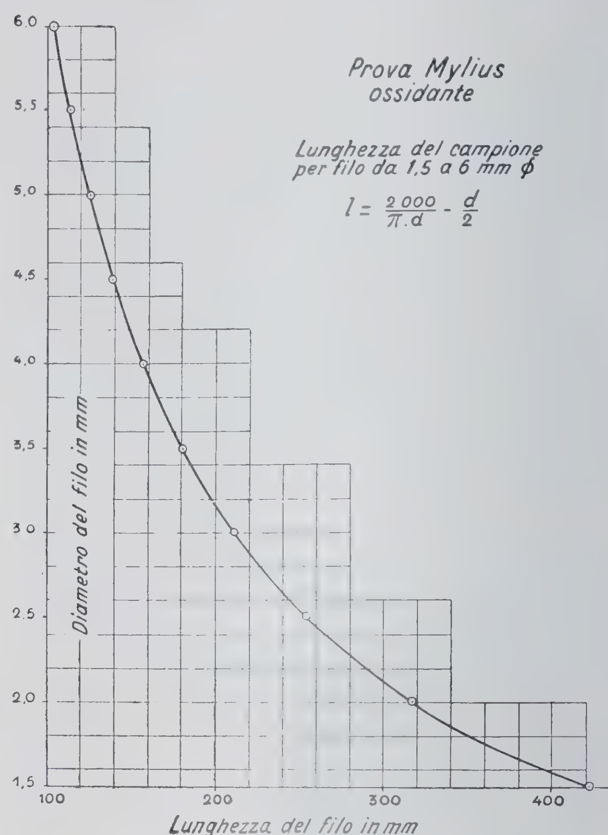


Fig. 2

sensibile sullo sviluppo del fenomeno di corrosione e può falsare notevolmente i risultati.

Al termine delle 24 ore il campione viene prelevato dalla soluzione e viene posto per 15 minuti in acido nitrico concentrato (d = 1,42) dove subisce un decapaggio allo scopo di rimuovere i prodotti di corrosione che sono aderenti alla sua superficie; viene quindi lavato, essiccato a 120-150°C ed infine pesato.

La perdita di peso verrà espressa in g/dm².

Per preparare la soluzione usata per questa prova è consigliabile partire da 900 cm³ di soluzione di acqua ossigenata al 3,36% e aggiungere ad essa 100 cm³ di soluzione di cloruro di sodio al 10%. Si può aggiungere a questa soluzione 0,5 cm³ di glicerina, chimicamente pura, che agisce da soluzione tampone e non ha nessuna influenza sui risultati. Il titolo in acqua ossigenata deve essere tenuto a ± 0,5%; è quindi opportuno verificarlo frequentemente e titolare la soluzione con del permanganato di potassio. Questa titolazione, deve essere eseguita prima di ogni prova.

Prova di corrosione in nebbia salina.

Le dimensioni dei campioni usati per questa prova dovranno essere scelte in modo da poter ricavare da essi, ad esperimento finito, dei provini di trazione.

Prima di essere sottoposti alla prova i campioni devono venir accuratamente sgrassati con benzolo per poi essere sottoposti all'azione dei vapori di alcool in un Sohlet. Questo trattamento sarà immediatamente seguito da un lavaggio con acqua distillata.

Il numero minimo di campioni prelevati dopo ogni prova sarà di tre. E' quindi consigliabile iniziare le prove con almeno dodici campioni per ogni tipo di materiale considerato

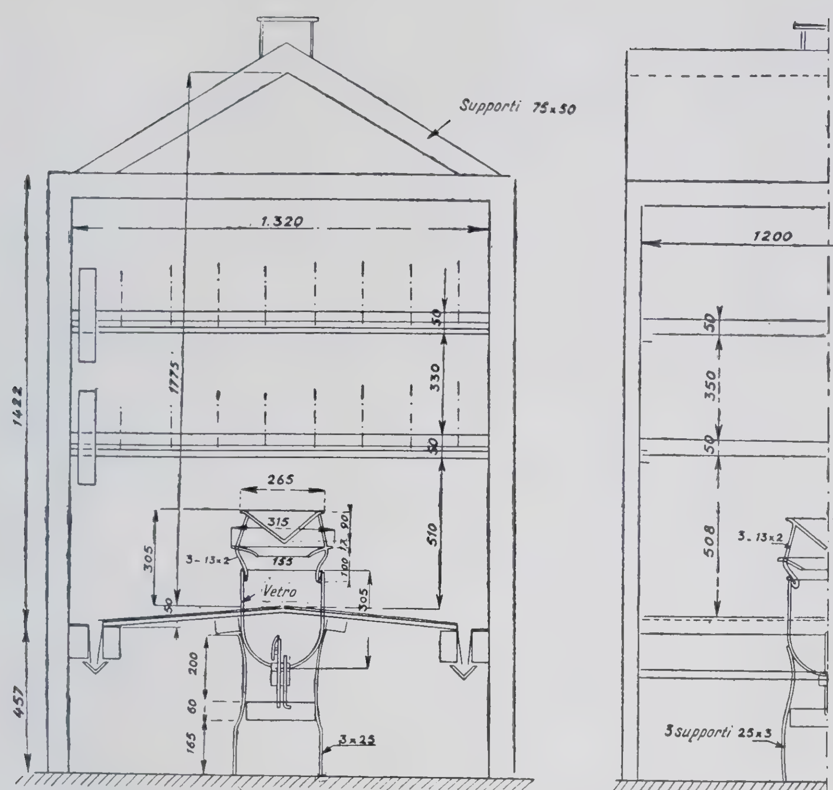


Fig. 3

per poter prelevare tre di questi campioni dopo quattro tempi diversi di esposizione alla nebbia salina.

L'apparecchio nel quale si svolgono le suddette prove è un armadio del volume di circa 1 m³, rivestito internamente con lamiera di alluminio ossidato, o in lastre di vetro sostenute da montanti di acciaio inossidabile o da qualsiasi altro materiale che sia del tutto passivo all'azione corrosiva della nebbia salina.

I campioni verranno fissati in apposite scanalature di una trasversa di legno con una inclinazione variabile da 15° a 30°. Il senso di questa inclinazione dovrà essere mutato ogni 24 ore (fig. 3).

Il liquido corrosivo è formato da una soluzione al 3% di cloruro di sodio preparato sciogliendo il sale chimicamente puro nell'acqua distillata. Il « Cahier de charges de l'Aeronatique française » consiglia le seguenti prescrizioni per la preparazione di questa soluzione:

« Il « pH » della soluzione deve essere di « poco superiore ad 8. A tale scopo si addiziona « al liquido corrosivo una piccola quantità di « fenolftaleina ed infine una soluzione satura « di carbonato sodico fino a che la colorazione « del liquido diventa rosea.

« Per mantenere costante questo pH è neces- « sario addizionare al liquido corrosivo, una so- « luzione composta da fosfato bisodico e da aci- « do borico che dovrebbe funzionare da solu- « zione tampone. Per ogni 10 litri di soluzione « di cloruro di sodio vanno aggiunti:

« g. 1,870 fosfato bisodico
« g 12,404 acido borico ».

La fig. 4 mostra un tipo di polverizzazione ad aria compressa. Esso dovrà fornire una polverizzazione molto fine e dovrà essere munito di un dispositivo che impedisca che le goccioline di soluzione siano proiettate direttamente sui campioni in esame. Le prove dovranno essere sempre effettuate ad una temperatura di 20° ± 3°C.

La variazione delle caratteristiche meccaniche del materiale sottoposto a tale esperienza verrà misurata con delle prove di trazione.

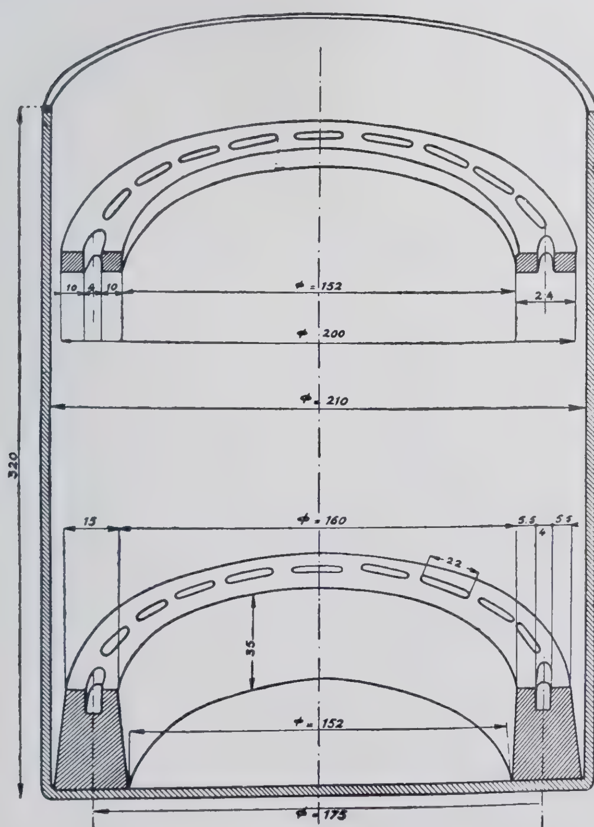


Fig. 4

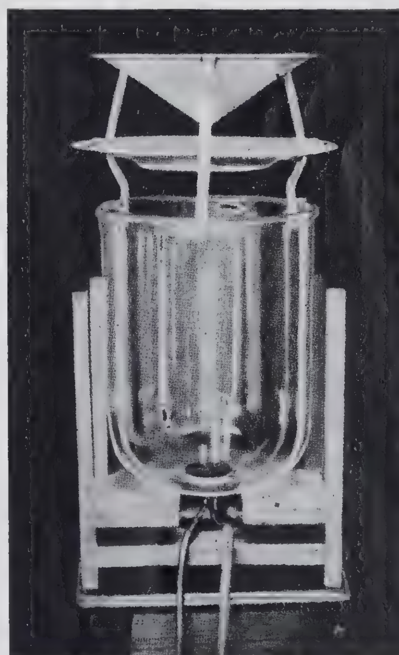


Fig. 5

Per evitare che i campioni possano subire un ulteriore corrosione le prove di trazione dovranno essere effettuate durante le 38 ore che seguono a partire dalla fine dell'esperienza. E' utile inoltre allegare ai dati forniti dalle prove suddette una breve descrizione delle caratteristiche dei campioni dopo il tratta-

mento (stato della superficie, colore, ecc.) corredando questa relazione con qualche macrografia.

PROVA RAPIDA CON UNA SOLUZIONE DI CLORURO DI SODIO E DI ACQUA OSSIGENATA, MANTENUTA IN AGITAZIONE (secondo la Deutsche Versuchsanstalt für Luftfahrt e. v. Berlino).

Per questa prova vengono utilizzati dei campioni di circa 200 mm di lunghezza e 20 mm di larghezza, che vengono accuratamente sgrassati secondo le prescrizioni già indicate per la prova di corrosione in nebbia salina.

Le prove vengono effettuate in un vaso cilindrico di vetro di 10 litri di 210 mm di diametro e 320 mm di altezza (fig. 5), munito di un agitatore che fa circa 135 giri al minuto. I campioni vengono disposti in modo da risultare paralleli al senso della corrente ed all'asse dell'agitatore. Inoltre essi devono essere posti a circa 10 mm dalle pareti del vaso e dal pelo libero del liquido.

La soluzione usata per questa prova viene preparata con acqua distillata contenente il 3% di cloruro di sodio e il 0,1% di acqua ossigenata (aggiungere a 10 litri di soluzione di cloruro di sodio 30 cm³ di acqua ossigenata al 30%).

Il titolo in acqua ossigenata deve essere verificato ogni giorno mediante titolazione con una soluzione di permanganato di potassio e mantenuto al valore primitivo (fig. 6).

Allorchè la quantità di acqua ossigenata che deve essere aggiunta alla soluzione è maggiore di 200 cm³, è bene rifare la soluzione.

La diluizione della soluzione provocata dalla titolazione deve essere compensata mediante l'aggiunta di una soluzione titolata di cloruro di sodio al 3% e di acqua ossigenata al 0,1%.

A seconda del tipo di lega i campioni vengono sottoposti a questa prova per una durata variabile da 15 giorni a 6 mesi. Anche in questo caso, come nella prova di corrosione in nebbia salina, vengono verificate le variazioni delle proprietà tecnologiche dei vari campioni considerati.

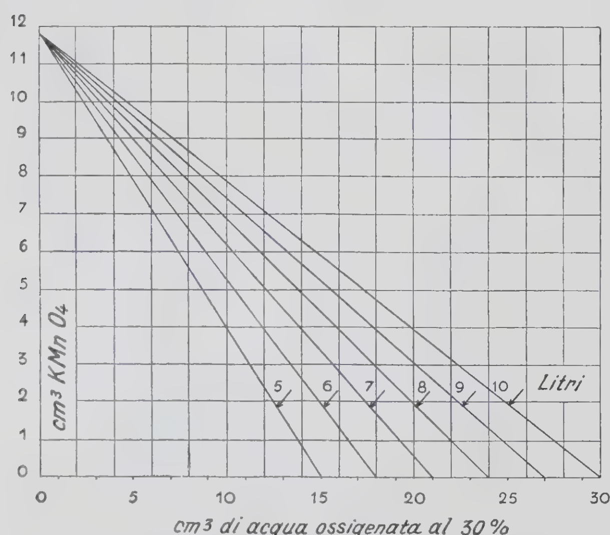


Fig. 6 - Correzione della soluzione ossidante. - La titolazione è effettuata sia su 20 cm³ di soluzione ossidante con una soluzione di permanganato di potassio N/10, sia su 10 cm³ di soluzione ossidante con una soluzione di permanganato di potassio N/20.

PROVA DI CORROSIONE PER IMMERSIONE ALTERNATA.

L'apparecchio è composto da un piano che sostiene un certo numero di campioni e che può essere alzato ed abbassato automaticamente con una frequenza regolabile.

Sotto il piano sono disposte delle vaschette contenenti il reattivo, in modo che in ognuna di esse possa essere immerso un solo campione. L'apparecchio è posto in termostato in modo che la temperatura sia regolata a 35°C ± 3°C. Prima di iniziare la prova è bene accertarsi che la temperatura dell'apparecchio sia compresa nelle tolleranze.

Alla fine dell'esperienza, i campioni sono sottoposti alle prove solite prescritte (determinazione della perdita di peso, esame del tipo di corrosione, variazione delle proprietà tecnologiche ecc.). F. S.

E. ZURBRÜGG - **Il comportamento dell'alluminio alla corrosione in funzione del suo grado di purezza** - «Korrosion und Metallschutz» XV, pp. 13-15 (1939).

E' a tutti noto che la resistenza alla corrosione dell'alluminio aumenta col suo grado di purezza.

E' però interessante osservare che il comportamento chimico dell'alluminio non viene pregiudicato in egual misura dalle varie impurezze presenti in esso. Infatti l'influenza esercitata da quest'ultime sull'alluminio dipende essenzialmente dall'elemento corrosivo col quale il metallo viene a contatto, per cui questi elementi che accompagnano l'alluminio non sono suscettibili ad essere disposti secondo un ordine prestabilito.

Un incremento della percentuale di ferro aumenta notevolmente la solubilità dell'alluminio nell'acido cloridrico, mentre il medesimo tenore di ferro non diminuisce la resistenza alla corrosione dell'alluminio nei confronti dell'acido nitrico, di più di quanto non lo facciano gli altri elementi presenti nel metallo. A sua volta, un tenore anche minimo di rame diminuisce sensibilmente la resistenza dell'alluminio all'azione corrosiva dell'acqua di mare, resistenza che viene solo in misura minima pregiudicata dalla presenza di ferro.

TABELLA 1.

Influenza delle impurezze che accompagnano l'alluminio sulla resistenza alla corrosione di quest'ultimo nei confronti di alcuni agenti corrosivi.

Impurezze presenti 1 % max	Distribuzione dell'elemento presente nell'alluminio	Agenti corrosivi					
		Acido cloridrico diluito (10 %)	Acido solforico diluito (20 %)	Acido nitrico diluito (25 %)	Ac. nitrico concentr. d = 1.40	Soluz. di idrato sodico	Soluz. attiv. di cloruro sodico
Ferro . .	Eterogeneo	≡	=	—	—	=	—
Silicio . .	Eterogeneo	≡	—	—	=	—	—
Silicio . .	Omogeneo	—	◌	◌	—	◌	—
Rame . .	Omogeneo	≡	=	=	—	=	≡
Zinco . .	Omogeneo	=	◌	+	—	—	—
Magnesio .	Omogeneo	◌	◌	◌	—	+	◌
Manganese	Eterogeneo	=	—	—	—	—	—
Manganese	Omogeneo	—	—	◌	—	◌	—

La resistenza alla corrosione viene dalle impurezze :

≡ molto peggiorata
= notevolmente peggiorata
— leggermente ridotta
◌ non influenzata
+ migliorata

La tab. 1 indica l'influenza delle impurezze che più frequentemente accompagnano l'alluminio, sulla resistenza alla corrosione di quest'ultimo nei confronti di alcuni agenti corrosivi.

Oltre a questi elementi che di solito vengono determinati analiticamente, vi sono anche altre impurezze che possono diminuire la resistenza alla corrosione dell'alluminio. Tali sono gli ossidi, i solfuri, i nitruri, i fosfuri, i carburi, il carbonio ed il sodio. Queste impurezze possono addizionarsi all'alluminio in seguito a fusioni ripetute Appunto per tale ragione l'alluminio di seconda fusione non offre la medesima resistenza agli agenti corrosivi offerta invece dall'alluminio ricavato dalle celle elettrolitiche e di uguale titolo.

Grande importanza agli effetti della corrosione è da attribuirsi alla quantità più o meno sensibile di impurezze presenti alla superficie del metallo. Se la distribuzione di queste impu-

TABELLA. 2.

Resistenza alla corrosione di vari campioni di alluminio di diverso titolo.

Grado di purezza in % (Fe : Si = 1 : 2)	N° di reazione Δ°C/min	Determinazione gas-volumetrica ottenuta per immersione del provino nell'HCl al 10 % Numero di reazione: cm³ di H_2 svolto / ore × cm²	Determinazione gas-volumetrica ottenuta per immersione del provino in NaOH al 5 % Numero di reazione: cm³ di H_2 svolto / ore × cm²	Solubilità in H_2SO_4 al 20 % a 20-22 °C g/m² × giorno	Solubilità in HNO_3 al 25 % a 20-22 °C g/m² × giorno	Solubilità in HNO_3 d = 1.40 a 20°-22° C g/m² × giorno	Prova in soluzione attivata di NaCl g/dm² × giorno
99.99	—	0.01 — 0.02	2.5 — 4	1 — 1.5	4 — 6	2.5 — 4	0.005 — 0.02
99.95	—	0.03 — 0.1	4 — 6	1.3 — 2	4 — 6	3 — 5	0.005 — 0.02
99.90	0 — 1.0	0.01 — 3	5 — 7	1.3 — 2.5	4 — 6	3 — 5	0.005 — 0.02
99.85	0.5 — 1.5	1 — 5	6 — 8	1.5 — 2.5	5 — 7	4 — 6	0.01 — 0.03
99.7	0.8 — 2.0	3 — 10	6 — 8	1.5 — 3	5 — 7	4 — 6	0.02 — 0.05
99.5	1.2 — 2.5	5 — 15	6 — 8	2 — 3	5 — 7	4 — 6	0.04 — 0.08
99.3	1.5 — 3	7 — 20	6 — 8	2 — 4	5 — 7	4 — 6	0.06 — 0.12
99.0	2.0 — 4	10 — 25	7 — 10	3 — 5	6 — 8	4 — 7	0.10 — 0.20
98.5	2.5 — 6	15 — 35	7 — 10	3 — 6	6 — 8	5 — 8	0.15 — 0.30

rezze è tale che la superficie del pezzo in esame ne è più povera di quanto non lo sia il tenore medio, è ovvio che il metallo presenterà una resistenza alla corrosione paragonabile a quella di un alluminio di titolo superiore. Per lo più — però — avviene il contrario, ed appunto per questo le barre ricavate per fusione prima di essere laminate vengono opportunamente fresate.

In generale nell'alluminio ricavato dalle celle elettrolitiche, le principali impurezze sono rappresentate dal ferro e dal silicio, mentre il rame e lo zinco possono essere presenti solo in quantità estremamente piccole (vedi foglio norme DIN 1712).

I valori riportati nella tab. 2 sono stati ottenuti con lamiere accuratamente laminate, nelle quali il rapporto ferro-silicio è uguale a 1/2.

F. S.

b) Trattamenti superficiali

E. Nitzsche e H. Klenun - Mezzi per migliorare la resistenza all'usura dei pistoni nei motori di automobile - «Metallwirtschaft» XVII, pp. 1143-1147 (1938).

L'aspirazione di tutta la Nazione tedesca, riassunta nel programma del «Piano Quadriennale» è di usare nel modo più razionale possibile, i prodotti di cui essa dispone: utilizzazione economica, quindi, e completa di tutte le materie prime.

Nel campo della tecnica motoristica, uno dei più seri ostacoli all'attuazione del concetto ora definito nelle sue linee più essenziali, oltre al fattore corrosione, consiste nel fattore usura. Perciò dal punto di vista dell'economia nazionale, si deve curare e lodare ogni sforzo atto ad aiutare la «battaglia contro gli sprechi».

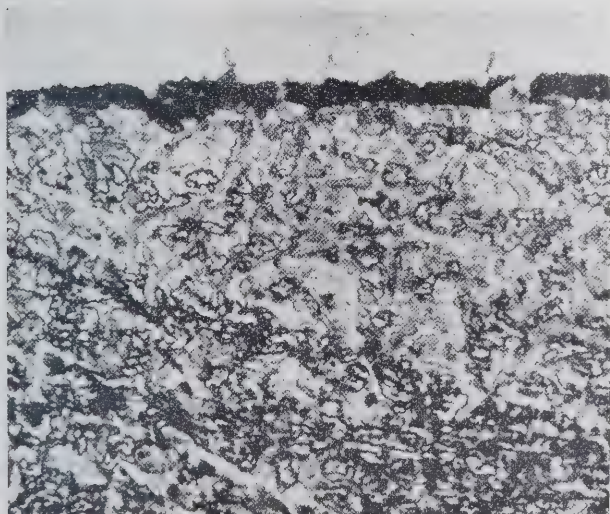


Fig. 1 - Sezione trasversale del pistone ossidato anodicamente. Senza attacco. (× 1000)

La causa di questo logorio, talvolta premature, a cui sono soggetti i pistoni dei motori a scoppio, è da ricercarsi in parte nella lubrificazione difettosa delle superfici di scorrimento dei cilindri; inconveniente che si manifesta sopratutto durante la cosidetta partenza a freddo di un motore, quando cioè le condizioni di lubrificazione sono particolarmente sfavorevoli.

Già da tempo si è cercato di risolvere questo problema sia dal punto di vista costruttivo, come dal punto di vista della scelta dei materiali per la costruzione dei pistoni. Quando inoltre l'ossidazione anodica acquistò un grado di perfezione da ritenerla conveniente per le applicazioni industriali si pensò subito di eseguire il trattamento sui pistoni e questo per aumentare notevolmente la durezza delle superfici di scorrimento diminuendo quindi l'usura del materiale.



Fig. 2 - Particolare della fig. 1. (× 1000)

L'uso dei pistoni ossidati anodicamente si iniziò nel 1932 contemporaneamente in Germania ed in America, nella prima col processo «Eloxal» e nella seconda col processo «Alumilite».

I brillanti risultati ottenuti con i pistoni ossidati anodicamente, vengono attribuiti principalmente al fatto che lo strato di ossido ha la proprietà di accumulare piccole riserve di olio che in caso di mancata lubrificazione, evitano il grippaggio del pistone stesso.

L'aspetto della superficie ossidata di un pistone di lega leggera è visibile nelle figg. 1 e 2. Esse rappresentano le sezioni trasversali della superficie di scorrimento del pistone con un ingrandimento di 500 e 1000 volte. E' noto che le leghe di alluminio più ricche di silicio mostrano dopo l'ossidazione un colore grigio scuro; nelle micrografie questo strato di ossido appare nero. L'ossidazione procede dalla superficie dell'oggetto al materiale sottostante. La massa principale del materiale si trasforma in ossido, mentre i piccoli cristalli di silicio rimangono inalterati.

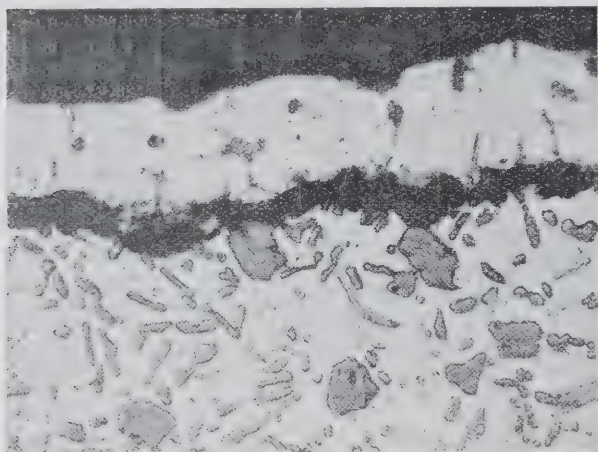


Fig. 3 - Sezione trasversale di un pistone stagnato elettroliticamente. (× 500)

Nel tentativo di migliorare anche le proprietà dei pistoni di ghisa, i quali, contrariamente a quanto avveniva in Europa erano assai usati negli Stati Uniti, si pensò di rivestirli con dello stagno per mezzo di un bagno elettrolitico e di far subire l'identico trattamento ai pistoni di alluminio. Per verificare se questo nuovo sistema di protezione poteva fornire i risultati operati, la « Aluminiumwerke » di Norimberga eseguì diverse prove, le prime delle quali non diedero risultati soddisfacenti perchè lo strato di stagno aderiva assai male sull'alluminio e si staccava facilmente dal corpo del pistone.

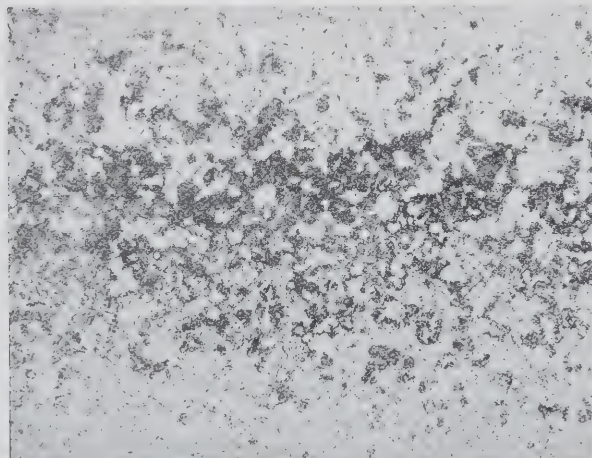


Fig. 4 - Sezione di un pistone; strato inferiore: metallo; strato intermedio: elementi estranei; strato inferiore: superficie stagnata. (× 60)

Le figg. 3 e 4 mostrano infatti la causa dell'inconveniente che si manifestava. Lo strato di stagno non poggia interamente sulla superficie del pistone, ma esiste tra le due superfici una cavità piena di corpi estranei. Si è cercato quindi di rendere più aderente lo strato di stagno sottoponendo il pistone per prima ad una ramatura e poi alla stagnatura. La fig. 5 mostra che con questo accorgimento lo scopo è pienamente raggiunto; fra lo strato di stagno di spessore di 0,03 mm. e la superficie del pistone si trova lo strato di rame sottolissimo dello spessore di 0,003 mm., in modo che entrambi gli strati aderiscono in maniera perfetta l'uno all'altro ed alla superficie trattata. Le prove in tal modo diedero dei risultati molto migliori; lo stagno non si staccava più, purtuttavia presentava degli inizi di fusione nei punti più sollecitati del pistone.

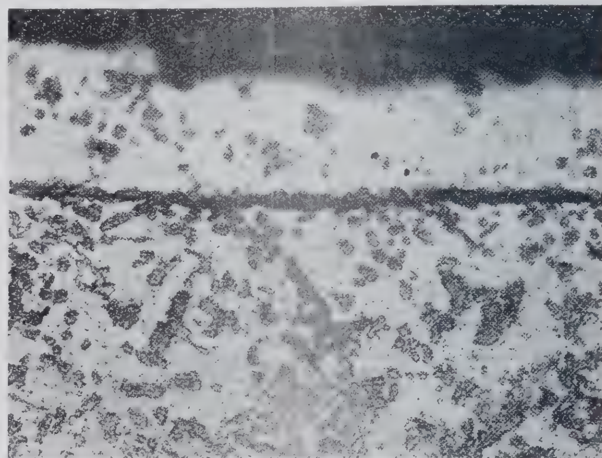


Fig. 5 - Pistone ramato elettroliticamente e poi stagnato - Sezione trasversale (× 500)

Cercando una migliore soluzione del problema si adottarono i sistemi già in uso in America. Dai rivestimenti di stagno ottenuti per via elettrolitica si passò a quelli che chimicamente determinano lo strato di stagno sulla superficie dell'oggetto immerso nel bagno. Il processo è basato sul noto fenomeno dovuto al fatto che l'alluminio, metallo elettronegativo nella serie elettrochimica degli elementi, va in soluzione nel bagno di stagno fuso, mentre una quantità equivalente di quest'ultimo si adagia nei punti corrispondenti della superficie dell'oggetto immerso. Le eventuali ineguaglianze della superficie, non vengono però ricoperte dallo strato di stagno, come è ben visibile in fig. 6. Lo stagno inoltre si deposita sull'alluminio e

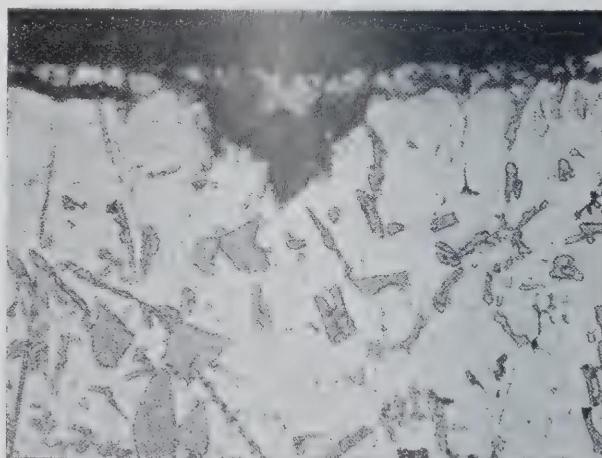


Fig. 6 - Sezione trasversale del pistone stagnato, con un vuoto sotto lo strato di stagno. Non attaccato. (× 500)

non su eventuali cristalli di altri elementi costituenti la lega, e che sono insolubili nel bagno e che non partecipano alla reazione elettrochimica. Così ad es. la fig. 7 mostra lo strato di stagno di una lega Al-Si ipereutettica, lo strato di stagno sottile estremo ricopre l'alluminio e lascia scoperti quei punti in cui i cristalli di silicio primario affiorano alla superficie. La fig. 8 mostra un particolare della superficie stagnata: le striscie chiare rappresentano lo stagno depositato, le fossette scure sono i punti dove appaiono i cristalli di silicio primario.

Lo spessore di questi strati è all'incirca di 0,005 mm. Vennero inoltre eseguite delle prove di confronto tra pistoni ricoperti di stagno e pistoni ossidati anodicamente. Per queste esperienze gli AA. usarono un motore da 6 cilindri BMW, da 2 litri. Ogni prova consisteva nell'esaminare contemporaneamente il comportamento di 3 pistoni stagnati e di 3 ossidati anodicamente.

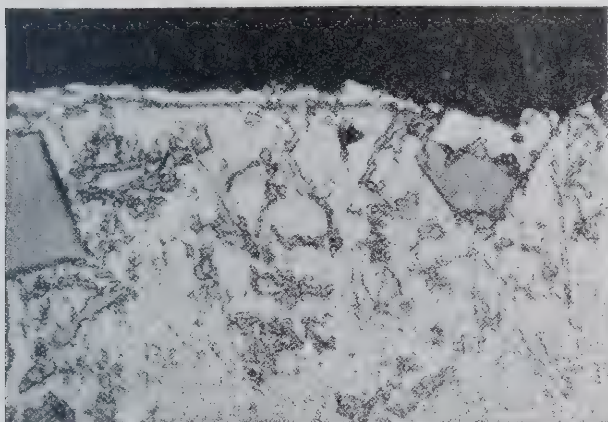


Fig. 7 - Sezione trasversale di un pistone stagnato fabbricato con lega Al-Si ipereutettica. Non attaccato. (× 500)

Per le prove di avviamento a freddo l'intero motore era raffreddato fino a temperature di -15° C. A questa temperatura il motore veniva avviato e portato subito a circa 4000 giri, però senza l'applicazione del carico.



Fig. 8 - Superficie stagnata dello stesso pistone visibile in fig. 9. (× 200)

Nelle prime cinque prove venne usato un olio di tipo invernale fluido (Essolub 20). Poi, per rendere sempre più difficile le condizioni di lubrificazione l'olio Shell denso 3x. In tutto si eseguirono 12 prove senza riscontrare il minimo inconveniente nel motore.

In seguito le condizioni sperimentali furono rese ancora più difficili facendo passare l'acqua di raffreddamento del motore in un bagno la cui temperatura arrivava fino a -25° C, e raffreddando contemporaneamente anche l'olio. Avviato il motore e raggiunti i 4000 giri veniva applicato il carico.

A prove ultimate si notò che un pistone « stagnato » aveva subìto una certa usura ai bordi del foro dello spinotto e nei punti di maggiore sollecitazione. L'aspetto dei pistoni sottoposti alle prove che abbiamo descritte è visibile nelle figg. 9 e 10. I pistoni « ossidati » anodicamente sono meno deteriorati di quelli « stagnati » in cui lo strato di stagno in qualche punto è scomparso.



Fig. 9 - Aspetto dopo le prove di avviamento a freddo di tre pistoni ossidati anodicamente. (× 1/2)

Queste prove dunque mostrano che gli stantuffi « stagnati » non si comportano meglio di quelli « ossidati ». Occorrono purtuttavia maggiori esperienze pratiche per poter esprimere un giudizio definitivo sul problema che si presenta alquanto difficile.



Fig. 10 - Aspetto, dopo le prove di avviamento a freddo, di tre pistoni stagnati. (× 1/2)

Perciò nel percorrere questo nuovo metodo destinato ad apportare continui perfezionamenti e migliorie nei motori automobilistici è opportuno procedere con molta cautela per non cadere troppo facilmente in gravi errori.

F. S.

VII. - TECNOLOGIA

a) Fonderia

W. Gurycki - **Influenza dei disossidanti sui bronzi di alluminio** - « Congr. Internaz. di Fonderia, Varsavia » Rapporto N. 35 (1938).

L'influenza che hanno sulla struttura e sulle proprietà delle leghe industriali alcuni costituenti presenti in quantità anche minori del 0,01 per cento è stata in questi ultimi tempi accuratamente studiata dai metallografi. I progressi compiuti dalla chimica analitica e dall'analisi spettroscopica hanno permesso d'abbordare il problema, che è di somma importanza specialmente per l'industria ad alta produzione.

Gli elementi di più difficile controllo sono quelli che vengono accidentalmente occlusi nel bagno durante la fusione, e quelli che vi sono immessi per degasarlo, raffinarlo o modificare la struttura della lega. L'Autore si propone di esaminare l'influenza dei disossidanti sul bronzo d'alluminio.

L'ossido di rame, che si introduce nel bagno con la materia prima o che si forma al contatto con l'atmosfera del forno, è nocivo ai bronzi d'alluminio, poichè origina la formazione di ossido d'alluminio, difficile ad eliminarsi e dannoso per le caratteristiche meccaniche e per le proprietà tecnologiche della lega.

L'ossidazione incomincia nel forno a temperatura bassa, quando la lega è ancora solida. La quantità di ossigeno che viene fissata dal rame è, secondo Krupkowski

$$\omega^2 = k\,t$$

dove ω è la quantità di ossigeno in mg/cm², t è il tempo in minuti e k il coefficiente della temperatura ($k_{831} = 0{,}032$ mg²/cm⁴ . min; $k_{1029} = 7{,}300$ mg²/cm⁴ . min). Ad alta temperatura si forma Cu_2O, a meno di 700° si forma anche CuO. Lo strato superficiale di ossido di rame, che è venuto formandosi, impedisce allo stato solido l'ulteriore ossidazione del metallo; al di sopra dei 1100° la fusione dell'ossido pone termine a tale azione protettiva. Coprendo il metallo liquido con qualche sostanza protettiva (ad es. sali) che si dissoci ad alta temperatura e origini la formazione di un mantello gassoso sul metallo liquido, si viene ad ostacolare l'ossidazione del rame.

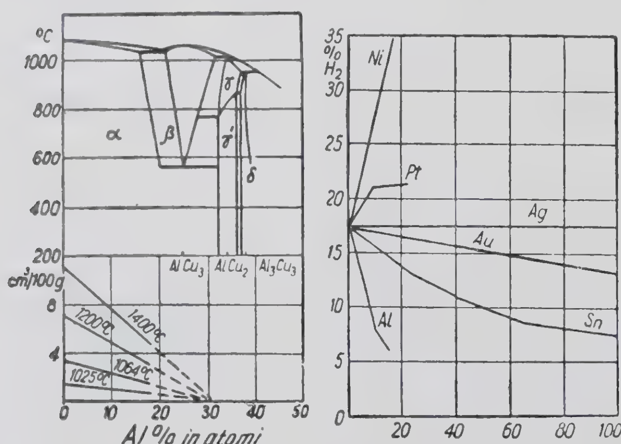


Fig. 1 - Solubilità dell'idrogeno nelle leghe CuAl (Röntgen e Möller).

Fig. 2 - Influenza dei costituenti sulla solubilità dell'idrogeno nel rame.

Oltre l'ossigeno anche l'idrogeno si trova soventemente nel bagno metallico, essendo spesso occluso nel rame elettrolitico. L'idrogeno combinandosi con l'ossigeno presente è causa prima della formazione di porosità (colpi di spillo). Spesso tali difetti sfuggono ad un esame sommario, pur essendo sempre dannosi per le caratteristiche meccaniche del getto. La reazione è la seguente $H_2 + Cu_2O \rightleftarrows 2\,Cu + H_2O$.

La fig. 1 mostra la solubilità dell'idrogeno nel bronzo d'alluminio in funzione del contenuto di alluminio a diverse temperature.

La fig. 2 mostra, invece, l'influenza dei costituenti sulla solubilità dell'idrogeno nel rame.

Dalla fig. 3, rappresentante la legge che regola la coesistenza dell'idrogeno e dell'ossigeno nel rame liquido, si può dedurre che un contenuto in ossigeno inferiore al 0,1% può originare i difetti accennati.

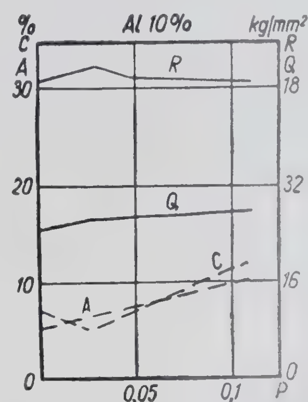


Fig. 3 - Variazione della concentrazione d'idrogeno nel rame liquido in funzione della concentrazione d'ossigeno (Allen).

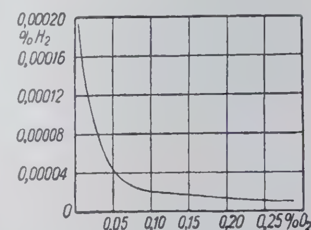


Fig. 4 - Influenza del fosforo sul bronzo d'alluminio laminato e incrudito.

Le esperienze che sono descritte qui di seguito sono state condotte per dimostrare l'influenza degli elementi a grande affinità con l'ossigeno sulle proprietà dei bronzi di alluminio.

Preparazione dei campioni.

Il bronzo d'alluminio studiato è composto teoricamente del 10% di Al, del 1% di Ni e dall' 89% di Cu. Tale lega possiede le seguenti caratteristiche meccaniche: resistenza alla trazione $\geqslant$ 55 kg/mm², allungamento su 5 diametri = 10% durezza Brinell (10/300/30) $\geqslant$ 150 kg/mm².

Il metallo è stato fuso, per le prove di influenza del fosforo e del manganese, in un forno elettrico tipo Herberger e per le altre prove in forno tipo Méker a gas e aria soffiata.

Le materie prime impiegate avevano la composizione seguente:

Alluminio: Fe 0,13%, Si 0,10%, Cu+Ni+Mg+Mn+Zn = O
Rame elettrolitico: Cu 99,91%
Nichel in billette: Ni 99,5%.

Il crogiolo riscaldato al rosso nella parte inferiore è stato caricato di carbone di legna secco, poi di rame e di cupro-nichel al 30% di Ni, ed è stato ricoperto con carbone di legna. Dopo la fusione del rame e del cupro-nichel il bagno è stato rimescolato con un bastone di plombagine, poi sono stati aggiunti i disossidanti, seguiti da un'altra rimescolatura. L'alluminio, sotto forma di cupro-alluminio al 50%, è stato aggiunto dopo d'aver allontanato dal bagno il carbone e le scorie. Dopo circa 2 minuti di mescolatura si è di nuovo ricoperta la superfice del metallo con carbone di legna, si è riscaldato per circa 10 minuti e infine il metallo è stato colato a 1170°-1190°. Barre tonde del diametro di 60 mm e della lunghezza di 250 mm sono state colate in conchiglie a pareti di spessore elevato e alla temperatura di 100°. Le temperature del bagno metallico sono state misurate mediante un pirometro a termo-coppia cromo-alluminio.

Dopo d'aver studiata la barra greggia di colata, mediante sezioni metallografiche a 15 e a 30 mm dal canale di colata, le barre sono state tornite fino ad un diametro di 45-50 mm e forgiate a caldo in barrette di 22 mm. I lingotti sono stati tenuti alla temperatura di forgia per 2 ore. A 40 e 70 mm dalla colata sono state eseguite sezioni metallografiche e ricavate provette.

La determinazione del Ti, V, Si, Ca e Mg è stata eseguita a mezzo dell'analisi spettrale.

INFLUENZA DEL FOSFORO SUL BRONZO D'ALLUMINIO.

Su tale argomento vi sono pubblicazioni di READ (1913), GUILLET (1923) e GRADUSOW (1936).

Il fosforo viene introdotto nel rame liquido a 1200°, sotto forma di cupro-fosforo al 15% P. La reazione che si sviluppa è molto energica e favorisce l'azione disossidante e degasante del fosforo, che ha inoltre una notevole influenza sulle doti di colabilità della lega e sulla resistenza a trazione, mentre risultano diminuiti l'allungamento e le dimensioni dei grani. Il lingotto greggio di colata in bronzo di alluminio ha una struttura transcristallina in tutta la sezione (fig. 5). Il fosforo fino ad un tenore del 0,04% non ne cambia la struttura; con il 0,09% di P si ha formazione di cristalli equiassiali al centro del lingotto per una zona di circa 2/3 del diametro (fig. 6); con il 0,17% di P la cristallizzazione diventa normale per quasi tutta la sezione (fig. 7). Infine con il 0,25% di P si formano cristalli finissimi e equiassiali in tutta la sezione del lingotto (fig. 8).



Fig. 5 - Bronzo d'alluminio non disossidato. Macrostruttura del bronzo d'alluminio, grezzo di colata. Attacco con H_2SO_4+NaCl+ + $K_2Cr_2O_7$. (× 1,2)







Figg. 6-8 - Macrostruttura del bronzo di alluminio al 0,09% P, grezzo di colata (fig. 6), al 0,17% P (fig. 7), al 0,25% P (fig. 8).

Il fosforo forma con il rame un composto Cu_3P, con l'alluminio un composto Al_3P e con il Ni un composto Ni_3P. Il costituente speciale del fosforo si vede già con un contenuto di 0,04 P (fig. 9). La quantità di questo costituente, probabilmente fosfuro di rame, aumenta con il fosforo presente nel bronzo. Con il 0,17% di P compare un altro costituente dello stesso tipo, che va anch'esso aumentando con l'aumentare del P (figg. 10-11).

TABELLA 1.

Composizione chimica dei bronzi d'alluminio al fosforo.

Marcatura	Cu	Al	Ni	P	Quantità di disossidante %
P_1	88.84	9.80	1.27	—	0
P_2	88.85	9.79	1.23	0.04	0.05
P_3	88.75	9.80	1.27	0.09	0.10
P_4	88.89	9.74	1.18	0.13	0.15
P_5	88.53	9.80	1.29	0.25	0.30

Nei bronzi d'alluminio forgiati un costituente appare soltanto al di sopra di un contenuto in P del 0,1%.

La forgiatura dei lingotti è stata eseguita a caldo alla stessa temperatura, fino al 0,25% P. Il materiale forgiato è risultato soddisfacente fino ad un contenuto di 0,09 P. Con percentuali più alte, sono state riscontrate fessure e difetti.

TABELLA 2.

Proprietà meccaniche dei bronzi d'alluminio al fosforo.

Marcatura	H_B	Rr	Q	A_4	A_5	C	T
P_1	178	71.6	36.7	28.0	25.0	41.9	1570
P_2	178	74.5	34.1	23.6	21.0	38.0	1353
P_3	192	75.9	36.0	21.6	19.0	27.8	1252
P_4	197	72.9	36.9	15.3	14.5	19.0	928
P_5	182	70.4	39.9	14.0	13.0	12.1	818

H_B = durezza Brinell (ϕ 10 mm/3000 kg/30")
R = carico di rottura kg/mm²
Q = carico al limite elastico
A_4 = allungamento su 4 diametri
A_5 = allungamento su 5 diametri
C = strizione in %
T = coefficiente del lavoro di rottura calcolato con la formula di Broniewski: $T = 0{,}25\,(3\,R + Q)\,A_5$.

Dall'esame dei diagrammi a fig. 12 e seguenti e delle tabel-

le 1 e 2 si può concludere che la presenza del fosforo aumenta la durezza e il carico di rottura fino al 0,09%, mentre per maggiori quantità le caratteristiche meccaniche peggiorano.

INFLUENZA DEL MANGANESE SUI BRONZI D'ALLUMINIO.

Il sistema Cu-Al-Mn fu studiato da Corson, Rosenhain e Lautsberry, Krings e Ostmann.

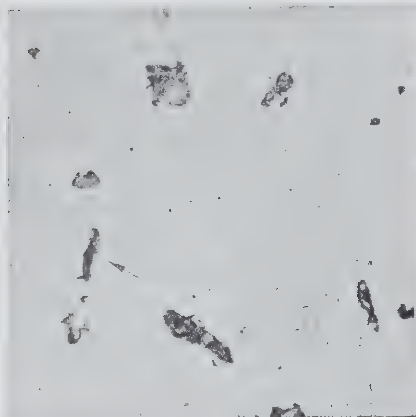


Fig. 9 - Bronzo d'alluminio, grezzo di colata. Costituenti speciali del fosforo. Senza attacco. (× 1500)

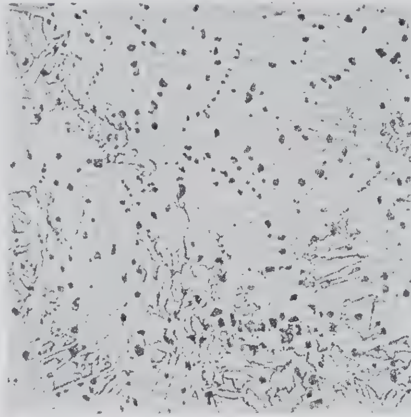


Fig. 10 - Bronzo d'alluminio al 0,17% P.

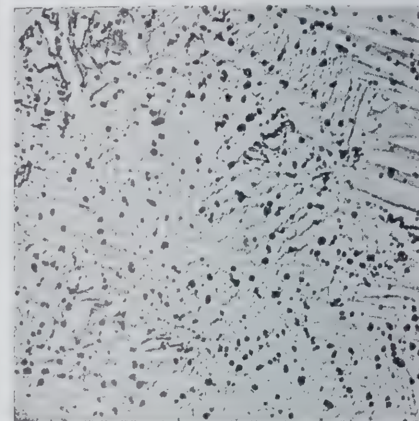
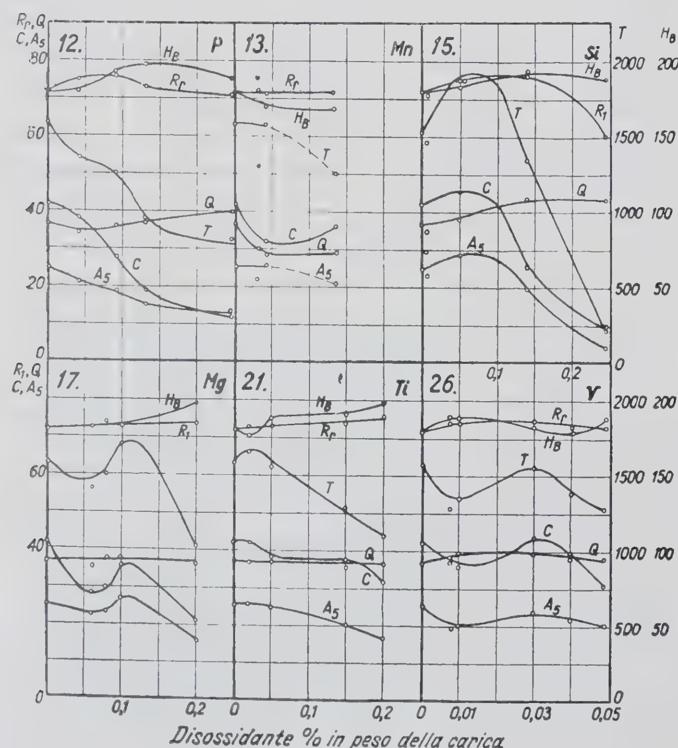


Fig. 11 - Bronzo d'alluminio al 0,25% P.

Il manganese è stato introdotto nel rame liquido a 1200°C sotto forma di cupro-manganese al 30% Mn. La reazione è risultata calma, la colabilità soddisfacente.

Lo studio delle macro e microstrutture non ha mostrato nessun fenomeno notevole. Anche le caratteristiche meccaniche



Figg. 12-13-15-17-21-26 - Influenza dei disossidanti sulle proprietà meccaniche dei bronzi d'alluminio forgiati.

(fig. 13) e le proprietà tecnologiche non hanno presentato variazioni sensibili in confronto con i bronzi non disossidati.

INFLUENZA DEL SILICIO SUI BRONZI D'ALLUMINIO.

E' stata studiata da Guillet, Schiozawa, Sévault e Brice.

I bronzi con il 5% d'alluminio, gettati in conchiglia con piccole aggiunte di silicio, migliorano le loro caratteristiche meccaniche; l'allungamento che per i bronzi senza silicio era del 62,9% raggiunge l'89% per quelli con il 0,24% di silicio, per diminuire nuovamente fino al 32,5% per un contenuto di 1,94% di Si. La strizione è massima con il 0,5% di Si, la resilienza con l' 1,94% di Si. Per le leghe con il 10% di Al colate in conchiglia, R aumenta mentre l'allungamento passa dal 24,9% per un contenuto di Si di 0,005% al 30,5% per 0,027% di silicio, per diminuire nuovamente con l'aumentare del Si. La strizione e la resilienza seguono lo stesso andamento.

Il silicio è stato introdotto a mezzo di cupro-silicio al 22% Si. La reazione è stata normale e la colata (1180°) buona.

TABELLA 3.

Composizione chimica dei bronzi d'alluminio al silicio.

Marcatura	Cu	Al	Ni	Si	Quantità di disossidante %
Si 1	88.20	10.40	1.19	0.005	0.1
Si 2	88.84	9.84	1.20	0.05	0.05
Si 3	88.62	9.92	1.22	0.14	0.2
Si 4	88.29	10.08	1.26	0.25	0.3

L'esame micrografico dei lingotti greggi di colata ha mostrato l'esistenza di costituenti speciali ai bordi dei cristalli β. Malgrado le differenze quantitative che si riscontrano variando la quantità di silicio presente, non si può pensare di essere in presenza di speciali costituenti del bronzo di alluminio al silicio, mentre è possibile che tali irregolarità dipendano dalla

TABELLA 4.

Proprietà meccaniche dei bronzi d'alluminio al silicio.

Marcatura	HB	Rr	Q	A_4	A_5	C	T
Si 1	178	70.1	34.8	25.3	23.0	29.3	1465
Si 2	182	74.3	38.2	33.0	28.5	45.3	1860
Si 3	192	76.2	43.8	19.7	19.7	25.5	1342
Si 4	187	59.1	42.3	4.3	4.0	9.4	220

preparazione delle sezioni micrografiche e dalla differente velocità di attacco.

Le barre forgiate, attaccate identicamente, hanno mostrato anch'esse un costituente impreciso, molto difficile da risolversi dall'attiguo costituente β, anche ai maggiori ingrandimenti.

Le proprietà meccaniche si possono rilevate dalla tabella 4 e dalla fig. 15.

INFLUENZA DEL MAGNESIO SUI BRONZI D'ALLUMINIO.

Solo Guillet ha studiato i bronzi d'alluminio al magnesio. Egli ha constatato che anche se presente in minima parte il magnesio rende la lega fragile. Inoltre ha riscontrato che tale fragilità è causata da un costituente (Cu_2Mg) formatosi su un fondo di β.

Il magnesio è stato introdotto allo stato di metallo puro nel rame fuso e surriscaldato a 1200°. La reazione è risultata energica. Buona la colabilità.

La solubilità del magnesio nel rame è molto limitata (meno dell' 1%), e dà luogo al Cu_2Mg. L'alluminio a temperatura normale discioglie il 2,95% con formazione Al_3Mg_2. Il nichel combinandosi con il magnesio forma il $MgNi_2$.

L'esame dei bronzi grezzi di colata mostra la presenza di un costituente, che probabilmente è il Cu_2Mg, che scompare nei bronzi forgiati, il che prova la sua solubilità alla temperatura di forgia.

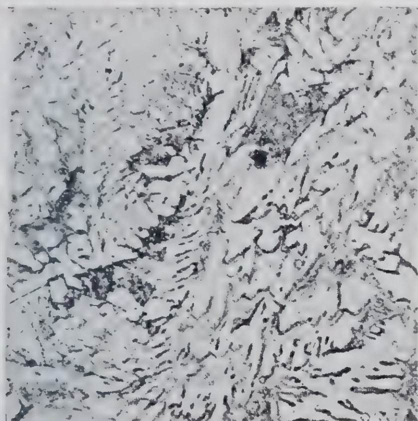


Fig. 14 - Bronzo d'alluminio al 0,25% Si, grezzo di colata. Attacco $HCrO_3$. (× 200)

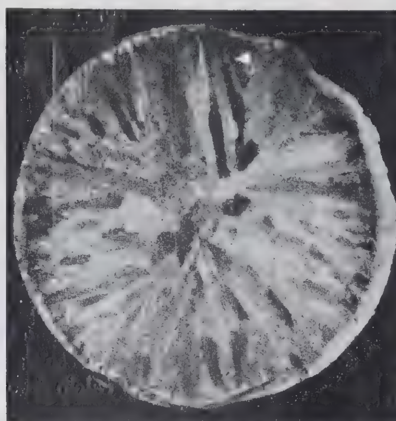


Fig. 16 - Macrostruttura del bronzo d'alluminio al 0,1% Mg, grezzo di colata.



Fig. 18 - Bronzo d'alluminio al 0,03% Ti, grezzo di colata. Attacco $FeCl_3$. (× 100)

Le proprietà meccaniche dei bronzi disossidati con magnesio sono soddisfacenti. Il diagramma a fig. 17 mostra quali sono le caratteristiche alle varie concentrazioni di magnesio.

INFLUENZA DEL TITANIO SUI BRONZI D'ALLUMINIO.

Tale influenza è stata studiata da Vickers, che ha riscontrato migliori caratteristiche meccaniche nei getti.

L'Autore ha eseguito le prove introducendo il titanio sotto forma di Al-Ti al 50% e sotto forma di Cu-Al-Ti della seguente composizione Cu 53,86%; Ti 20,70%; Fe 3,21%; Si 1,50%, Al resto. Quest'ultimo sistema ha fornito migliori risultati.

Il titanio anche in minime concentrazioni (dell'ordine del centesimo per 100) diminuisce la colabilità e costringe a innalzare la temperatura di colata. La reazione del titanio col rame liquido è molto calma.

La macrostruttura presenta in tutta la sezione il fenomeno di transcristallizzazione e per ogni concentrazione (fino al 0,2% Ti).

L'esame delle micrografie mostra che la solubilità del titanio nel rame e nell'alluminio è molto limitata. Con l'alluminio si ha formazione di Al_3Ti. Non si è riscontrato alcun costituente speciale nei bronzi gettati e forgiati.

Il titanio cambia la grana del bronzo d'alluminio colato, che già a piccole concentrazioni diventa fine e compatta. La fig. 18 mostra la struttura d'un bronzo al 0,03 Ti grezzo di colata; si vedono i cristalli α su un fondo di β. Le figg. 19 e 20 mostrano la struttura dello stesso bronzo, ma con contenuti rispettivamente del 0,05 e del 0,2 di Ti. La fig. 22 mostra che nel materiale forgiato la struttura cristallina non è molto più affinata di quella del bronzo colato, quando questo è stato modificato dal titanio.

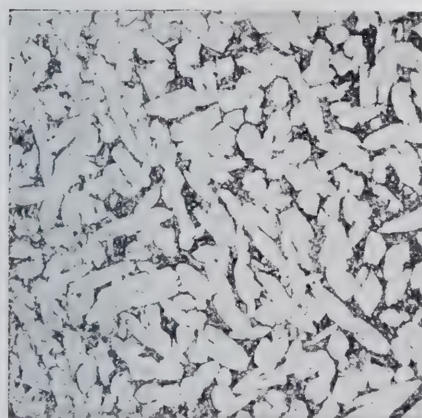


Fig. 19 - Bronzo d'alluminio al 0,05% Ti, grezzo di colata. Attacco $FeCl_3$. (× 100)

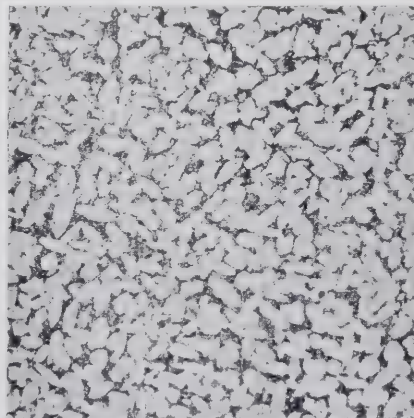


Fig. 20 - Bronzo d'alluminio al 0,2% Ti, grezzo di colata. Attacco $FeCl_3$. (× 100)

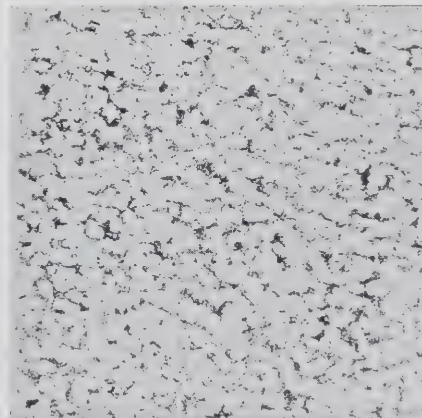


Fig. 22 - Bronzo d'alluminio al 0,2% Ti, forgiato. Attacco $FeCl_3$. (× 100)

La fig. 2 riporta in diagramma quali sono le caratteristiche meccaniche a varie concentrazioni. Durante la fucinatura dei bronzi d'alluminio al titanio è necessario mantenere sempre le medesime condizioni, poichè leggere variazioni nella lavorazione potrebbero cagionare pericolose cadute delle caratteristiche meccaniche.

INFLUENZA DEL CALCIO SUI BRONZI D'ALLUMINIO.

L'azione favorevole del calcio come degasante si ritiene che debba ricercarsi nella formazione di composti stabili con l'ossigeno e l'idrogeno.

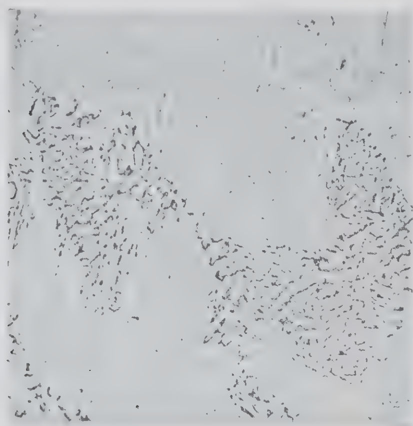


Fig. 23 - Bronzo d'alluminio al 0,2% Ca, grezzo di colata. Senza attacco. (× 100)

Il calcio conviene che sia immesso nel rame liquido e surriscaldato a 1200° sotto forma di cupro-calcio al 10% Ca. La reazione è vivace e determina un forte ribollimento del bagno metallico. La colabilità è molto peggiorata anche se la quantità di calcio presente è piccola.

TABELLA 5.

Composizione chimica dei bronzi d'alluminio al calcio.

Marcatura	Cu	Al	Ni	Ca	Quantità di disossidante %
Ca 1	88.75	10.00	1.19	—	0.03
Ca 2	88.54	10.24	1.15	0.01	0.05
Ca 3	88.56	10.02	1.24	0.05	0.2
Ca 4	88.45	10.23	1.17	0.07	0.4

Con il 0,03% di calcio si ha formazione di struttura colonnare in tutta la sezione; la struttura colonnare dei bronzi d'alluminio al calcio è caratteristica sia per il maggior numero dei cristalli che per il loro orientamento.

Il calcio è poco solubile nel rame e nell'alluminio; esso forma con questi due metalli i composti Al_3Ca e $CaCu_4$. Il sistema Ni-Ca non è conosciuto. La figura 23 mostra la micrografia di un bronzo con un contenuto di Ca del 0,2%; attaccando con il reattivo di PANSERI ($K_2CrO_7 + H_2SO_4 + H_2O$), il costituente ai bordi dei cristalli appare nero su un fondo grigio di β.

La forgiabilità dei bronzi al Ca è buona fino ad un contenuto di 0,03%, poichè con maggiore percentuale di calcio i costituenti cristallini si frantumano sotto la lavorazione. Le tabelle 5 e 6 riportano le caratteristiche meccaniche dei bronzi con diverse percentuali di calcio. In conclusione si può affermare che il calcio fino al 0,03% migliora i bronzi d'alluminio, mentre per contenuti maggiori ne diminuisce la colabilità e forgiabilità.

TABELLA 6.

Proprietà meccaniche dei bronzi d'alluminio al calcio.

Marcatura	HB	Rr	Q	A_4	A_5	C	T
Ca 1	178	71.4	31.8	29.3	26.0	37.7	1600
Ca 2	187	71.3	35.6	15.7	15.0	16.1	980
Ca 3, Ca 4	rottasi durante la forgiatura						

TABELLA 7.

Composizione chimica dei bronzi d'alluminio al vanadio.

Marcatura	Cu	Al	Ni	V	Quantità di disossidante %
V 1	88.51	10.14	1.24	0.008	0.03
V 2	88.60	10.08	1.22	0.01	0.03
V 3	88.74	7.83	1.33	0.03	0.06
V 4	88.49	10.21	1.20	0.04	0.2
V 5	88.55	10.06	1.25	0.05	0.2

INFLUENZA DEL VANADIO SUI BRONZI D'ALLUMINIO.

PANSERI ha studiato i bronzi d'alluminio al vanadio e ha constatato come R aumenti e A diminuisca. Il vanadio facilita la coalescenza del costituente δ, diminuendo la concentrazione di α; inoltre Panseri ha trovato un costituente speciale sul fondo di α. Durante le prove il vanadio è stato introdotto nella lega sotto forma di cupro-vanadio al 25% V; la reazione è risultata energica.

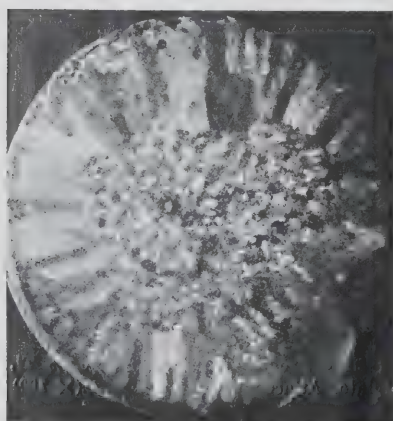


Fig. 24 - Macrostruttura del bronzo d'alluminio al 0,01% V, grezzo di colata.

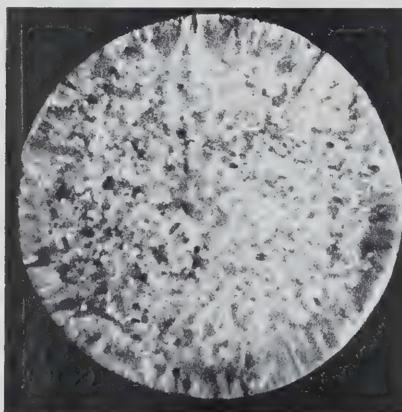


Fig. 25 - Macrostruttura del bronzo d'alluminio al 0,03% V, grezzo di colata.



Fig. 27 - Macrostruttura del bronzo d'alluminio al 0,05% V, grezzo di colata.

Le macrografie eseguite mostrano come si verifichi la transcristallizzazione per un contenuto maggiore del 0,03% V (figure 24, 25, 26).

Il vanadio forma con alluminio il composto Al_3V, con il nichel una soluzione solida. Il sistema rame-vanadio non è stato ancora ben studiato. Il vanadio ha sui bronzi d'alluminio un'azione comparabile a quella del titanio, ma i risultati sono di minor entità. Nei bronzi al vanadio colati e forgiati si riscontra uno speciale costituente sul fondo costituito da α; Panseri ha ritenuto trattarsi di un costituente ricco in vanadio.

TABELLA 8.

Proprietà meccaniche dei bronzi d'alluminio al vanadio.

Marcatura	Hb	Rr	Q	A_4	A_5	C	T
V 1	187	74.0	36.9	21.0	19.2	37.7	1272
V 2	187	74.2	39.4	21.3	20.5	35.8	1342
V 3	182	74.7	39.5	26.5	23.5	43.6	1550
V 4	178	72.3	37.8	24.3	21.8	39.6	1375
V 5	187	72.8	36.8	21.3	20.0	31.7	1275

La tabelle 7 e 8 e la fig. 26 riportano i risultati delle esperienze svolte. Anche per le caratteristiche meccaniche si può paragonare il vanadio al titanio, notando che il vanadio non rende i bronzi molto sensibili alle condizioni di forgiatura e perciò soddisfacenti caratteristiche meccaniche sono più facilmente ottenibili.

CONCLUSIONE.

Come si è visto la maggior parte dei disossidanti influisce sulla struttura della lega.

Infatti il fosforo, il manganese, il magnesio, il calcio e il vanadio favoriscono la formazione dei cristalli equiassiali accanto a quelli radiali. Il fenomeno può avere diverse cause e principalmente:

1) differenza di composizione chimica tra i due strati,
2) assorbimento di atomi da parte dei piani di cristallizzazione.

Fenomeni di transcristallizzazione e di liquazione originano

TABELLA 9.

N. del Campione	Cristalli	Cu	Ni	P	Al resto
1	radiali	88.60	1.10	0.10	10.11
	»	88.56	1.28	0.10	10.06
	equiassici	88.58	1.15	0.10	10.17
	»	88.38	1.26	0.10	10.28
2	radiali	88.55	1.23	0.12	10.10
	»	88.53	1.28	0.12	10.10
	equiassici	88.57	1.26	0.13	10.05
	»	88.57	1.28	0.12	10.06

concentrazioni diverse nei vari punti del getto, mentre il costituirsi di centri di cristallizzazione liberi causa la formazione di cristalli equiassiali a contatto e in opposizione a quelli orientati assialmente, che costituiscono la struttura basaltica.

L'altra causa, cioè l'assorbimento di atomi tra cristallo e cristallo, può determinare uno squilibrio nelle velocità di accrescimento dei piani di cristallizzazione, squilibrio che può far cessare la transcristallizzazione e favorire la formazione di cristalli equiassici.

Dalla tabella 9 si ricavano i risultati dell'analisi, che mostrano come non vari la concentrazione dei costituenti in tutta la sezione, modificando la macrostruttura. Perciò bisogna supporre che l'assorbimento degli atomi sia la causa della formazione di cristalli equiassici a contatto con quelli radiali.

P. R.

GEORGE SACHS - **Osservazioni sulla fucinatura di leghe di alluminio ad alta resistenza** - «J. Inst. of Metals» LXIV, Advance Copy 824 (1939).

Gli oggetti forgiati offrono in generale migliori caratteristiche tecnologiche, di quelli ricavati per fusione. Ciò è senz'altro vero per la maggior parte dei casi, però l'esperienza ha insegnato che in certe circostanze bisogna usare questa affermazione con grande cautela per non cadere in false interpretazioni. Queste circostanze sorgono infatti allorquando l'oggetto che si lavora è sottoposto alla forgiatura in più di una direzione e particolarmente in tre direzioni.

In questi casi i getti di fusione presentano dei vantaggi indiscussi sul materiale lavorato plasticamente, poichè in ogni punto di un getto la tensione interna è identica in tutte le tre direzioni, mentre nel materiale forgiato questa tensione può variare sensibilmente.

Per gli scopi pratici, due sono le direzioni che effettivamente interessano, e precisamente la *direzione longitudinale* o direzione lungo la quale vengono a disporsi le fibre del materiale lavorato plasticamente, e la *direzione trasversa.*

Nei casi semplici, come nei dischi e nei lingotti la distinzione fra le due direzioni considerate è ovvia (fig. 1). Nei casi

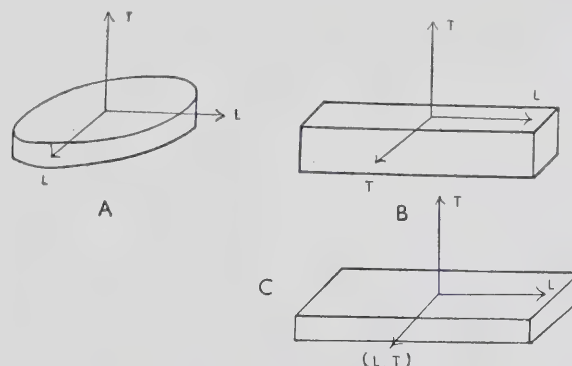


Fig. 1 - *Direzione longitudinale* e *direzione trasversale*: (A) in un disco; (B) in un lingotto di sezione quadrata o circolare; (C) in un lingotto di sezione rettangolare.

più complicati, invece, questa distinzione richiede particolari considerazioni (figg. 2 A e 2 B), poichè l'orientamente delle due direzioni varia a seconda delle diverse parti dell'oggetto.

Si può affermare, senza tema di eccezioni, che le proprietà tecnologiche di un oggetto lungo la *direzione trasversale* sono inferiori a quelle ottenibili lungo la *direzione longitudinale.*

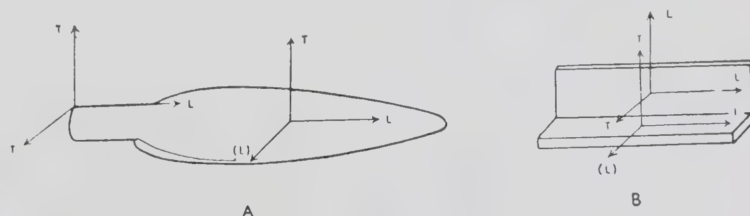


Fig. 2 - *Direzione longitudinale e direzione trasversale*: (A) in una pala di elica; (B) in un profilato.

Nelle direzioni intermedie queste proprietà oscillano tra i due valori estremi e di solito si verifica che le proprietà tecnologiche del materiale in esame lungo una terza direzione principale sono all'incirca uguali a quelle appartenenti ad una delle altre due. Nei lingotti che non si allontanano apprezzabilmente dalla sezione circolare o rettangolare, questa terza direzione ha valori identici alla *direzione trasversale* (fig. 1 B); nei dischi invece, e nelle lamiere (figg. 1 A, 2 A) la terza direzione ha valori identici alla *direzione longitudinale.*

Per una forgiatura particolarmente difficile non è consigliabile l'uso di un materiale molto resistente.

Un duralluminio di caratteristiche tecnologiche elevate, che contiene approssimativamente l'1% di Mg, e l'1% di Mn, e che possiede un carico di rottura di 43 kg/mm² cioè circa del 10% più elevato di un comune duralluminio, non fornisce risultati soddisfacenti nella forgiatura.

La fig. 3 mette in evidenza la relazione esistente tra le proprietà tecnologiche di una lega particolarmente resistente e di una lega normale del medesimo tipo. Per la lega più resistente, quanto più forte è la differenza nel valore del carico di rottura e dell'allungamento in *direzione trasversale*, tanto più forte è la differenza tra le proprietà nella *direzione longitudinale* e in quella *trasversale*.

la pressione e sono interne. Le fratture che frequentemente si verificano nel materiale durante queste lavorazioni permettono una rapida indagine sull'azione di queste tensioni secondarie, nonchè sulla direzione delle medesime, in quanto esse sono perpendicolari sempre alla direzione della forza agente.

In quanto alla forgiatura di dischi o di lamiere, essa consiste in una ordinaria operazione di stampaggio, ma che necessita di molte precauzioni allo scopo di ottenere un prodotto privo di difetti e possedente buone proprietà meccaniche. Il materiale di partenza consiste in un blocco cilindrico o prismatico. Comprimendo il blocco con una piastra piana (fig. 7 A), esso assume la caratteristica forma di botte, con conseguenti fratture alla superficie.

Allo scopo di ottenere nel materiale una deformazione uniforme, si è tentato di eseguire la compressione con una piastra

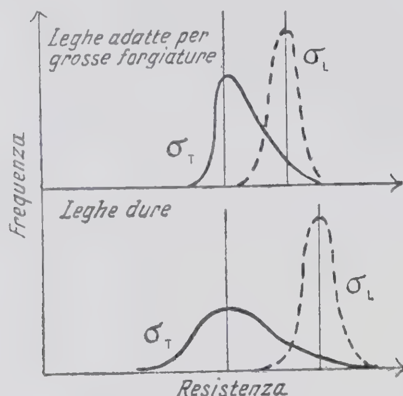


Fig. 3 - Frequenza della resistenza nella direzione longitudinale e in quella trasversale, in differenti tipi di leghe.

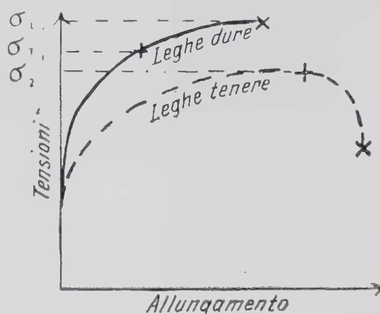


Fig. 4 - Relazione tra le tensioni lungo la direzione longitudinale e lungo la direzione trasversale in differenti tipi di leghe.

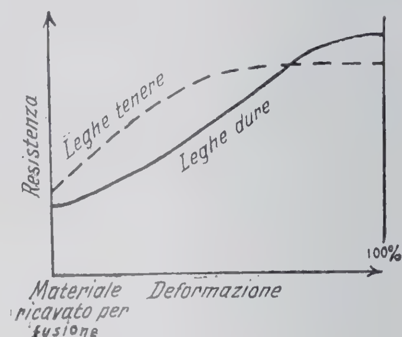


Fig. 5 - Incremento della resistenza subìta da differenti tipi di leghe in seguito ad una deformazione a caldo.

In leghe di particolare elasticità, possedenti un'elevata strizione, queste differenze nel carico di rottura e nell'allungamento si annullano, ma permangono invece e notevolmente nella strizione e nella resilienza. La durezza, invece, è costante per una lega in condizioni ben definite; essa ha sempre gli stessi valori sia nella *direzione longitudinale* come in quella *trasversale*.

La fig. 4 mostra proprietà tecnologiche di leghe differenti, nella *direzione longitudinale* e in quella *trasversale*. Nei materiali resistenti che posseggono un basso valore nella strizione, si può notare una notevole diminuzione nella resistenza e nell'allungamento. Nei materiali elastici, invece, che posseggono un valore elevato nella strizione, la diminuzione della strizione ha un effetto assai poco apprezzabile sul valore della resistenza e dell'allungamento.

Quanto più è malleabile la lega (fisse rimanendo le altre condizioni) tanti più è rapida la trasformazione con la forgiatura di un getto di fusione in un materiale di caratteristiche tecnologiche più elevate (fig. 5). Con leghe di alluminio particolarmente resistenti è necessario imporre ad esse delle deformazioni dell'ordine del 80÷90%, allo scopo di elevare le loro qualità meccaniche.

Queste osservazioni valgono per leghe la cui struttura è composta in maniera predominante da una soluzione solida-omogenea. Purtuttavia in pratica le leghe di questo tipo, ad esempio la Lo-Ex, sono forgiabili; questa lega contiene il 12% di silicio e l'1% circa di rame, magnesio e nichel; il 20% circa del suo volume è formato di inclusioni etereogenee. Queste leghe trovano particolari applicazioni nei motori d'aviazione; sono oltremodo malleabili ed adatte alla forgiatura poichè riempiono bene lo stampo, per quanto che talvolta si verifichi qualche frattura dipendente da tensioni interne.

Le tensioni secondarie hanno origine in diversi processi di deformazione.

Nella pressatura a freddo (fig. 6 A) queste tensioni nascono nella parte esterna del pezzo lavorato. Nell'estruzione, esse sono perpendicolari o inclinate rispetto all'asse del pezzo. Nella forgiatura dei lingotti di sezione rettangolare, esse sono parallele all'asse nelle zone di compressione, mentre nella forgiatura di lingotti di sezione rotonda, esse sono normali alla direzione del-

di forma conica (fig. 7 B), ma senza risultati soddisfacenti in quanto si venivano a riscontrare delle fratture assai più gravi che non col precedente metodo. L'esperienza ha invece dimostrato che la piastra di forma concava (fig. 7 C) è la più rispondente allo scopo.

Di estremo interesse si presenta inoltre lo studio delle variazioni delle proprietà tecnologiche alla superficie di un pezzo forgiato. Molti dischi infatti hanno un carico di rottura in direzione longitudinale che è diverso dal valore che normalmente ad essi si attribuisce. Nei dischi sottili, il carico di rottura è decisamente più elevato che nei dischi più spessi. Ciò è spiegabile considerando che per ottenere il valore solito del carico di rottura

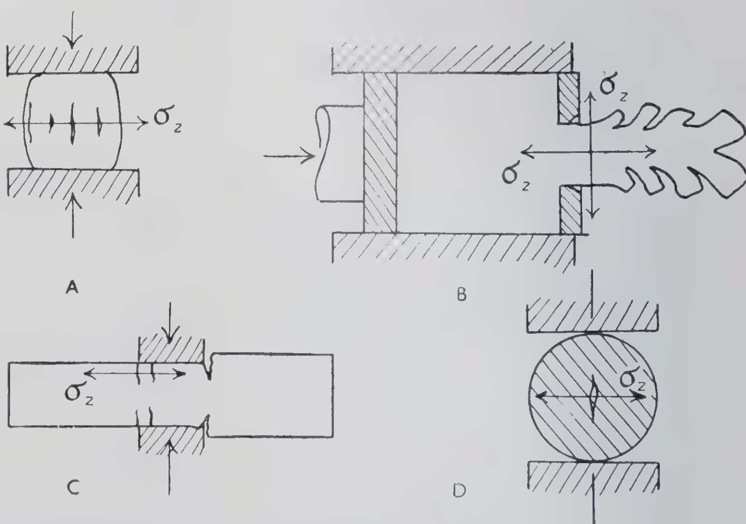


Fig. 6 - Tensioni secondarie che danno origine in seguito a diversi processi di deformazione:
(A) Composizione - (B) Estrusione - (C) Forgiatura di un lingotto di sezione rettangolare - (D) Forgiatura di un lingotto di sezione circolare.

di un dato materiale è necessario imporre a quest'ultimo delle deformazioni di circa l'80÷90%. La fig. 8 mette in evidenza come varia il carico di rottura di un materiale sia estruso come ricavato per fusione in funzione al suo grado di deformazione (compressione).

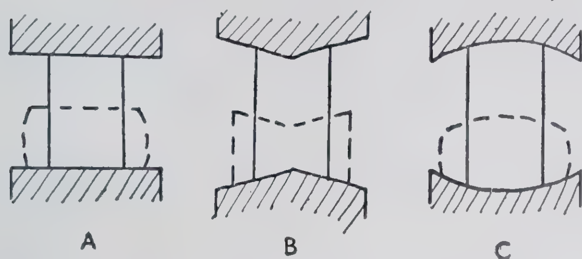


Fig. 7 - Stampaggio con differenti tipi di stampi: (A) piano - (B) conico - (C) concavo.

Il carico di rottura alla trazione in direzione trasversa nei dischi, è in confronto alla precedente assai basso. Con pulegge larghe forgiate da materiale ricavato per fusione, si sono potuti avere dei valori intorno a 4÷8 kg/mm² che rappresentano la metà di quelli a cui si perviene col materiale fuso e bonificato

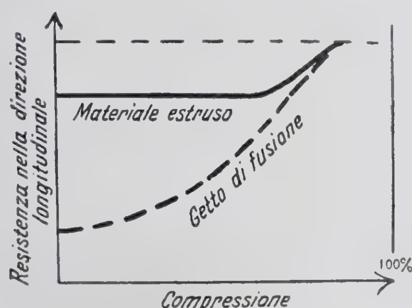


Fig. 8 - Incremento della resistenza nella direzione longitudinale nei discri forgiati.

Con puleggie ricavate invece da materiale forgiato si sono raggiunti dei valori uguali alla metà ed ai 3/4 del valore normale (circa 20÷30 kg/mm²).

Questa resistenza nella direzione trasversale è assai importante se i dischi vengono usati per la costruzione di ruote per

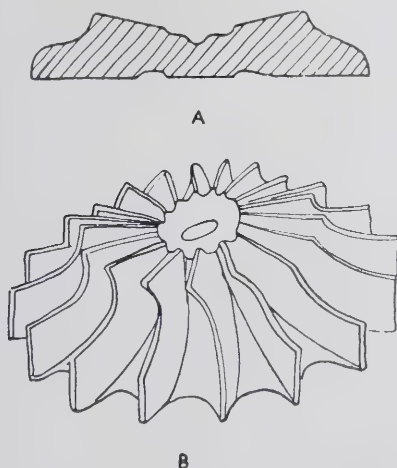


Fig. 9 - Ruota di ventilatore - (A) Sezione trasversale - (B) Vista d'insieme.

ventilatori. Le alette hanno normalmente una forma elicoidale ottenibile unicamente per piegatura del materiale.

Per il duralluminio, questa lavorazione è particolarmente difficile perciò le ruote in questione debbono essere ottenute unicamente per stampaggio. Il materiale sottoposto a questa lavorazione possiede alla superficie una elevata resistenza che va degradando lentamente verso l'interno. La parte più critica di queste ruote è senza dubbio rappresentata dall'unione tra le alette ed il mozzo (fig. 9).

Per quanto riguarda la forgiatura dei lingotti, essa consiste

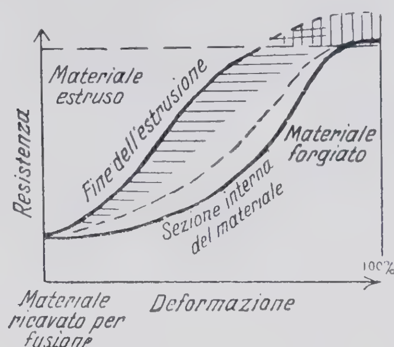


Fig. 10 - Incremento della resistenza nella direzione longitudinale nella forgiatura e nelle estruzione.

in una successione di operazioni, soprattutto la lunghezza del lingotto, in direzioni diverse nel piano e perpendicolari all'asse del lingotto.

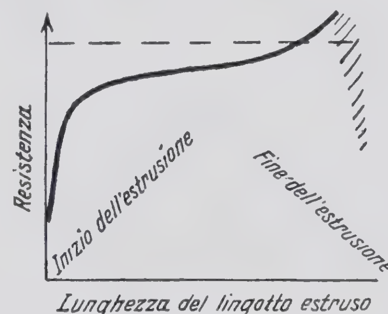


Fig. 11 - Resistenza nella direzione trasversale in un lingotto estruso di sezione circolare.

Le variazioni del carico di rottura nella direzione longitudinale durante la forgiatura seguono la legge generale (fig. 5); si può senz'altro ritenere che una deformazione del 85% sia sufficiente a fornire un carico di rottura elevato nella direzione

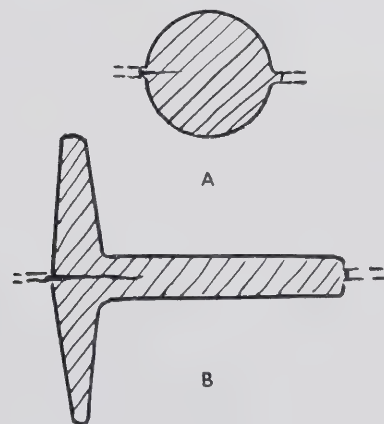


Fig. 12 - Fratture nella linea di bava prodotta dalla forgiatura: (A) in mozzo di elica - (B) in un profilato a T.

longitudinale. La fig. 10 mette in evidenza che le zone esterne del materiale sottoposto a tale lavorazione arrivano ad un valore normale del carico di rottura più velocimente che non quelle interne.

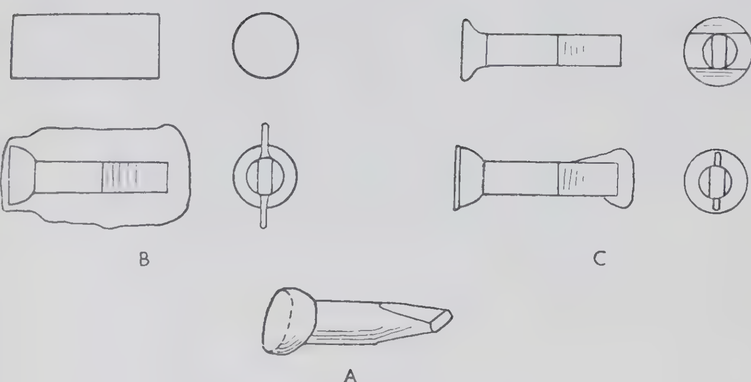


Fig. 13 - Forgiatura di un tondo con testa: (A) il pezzo finito; (B) Sistema errato - (C) Sistema giusto.

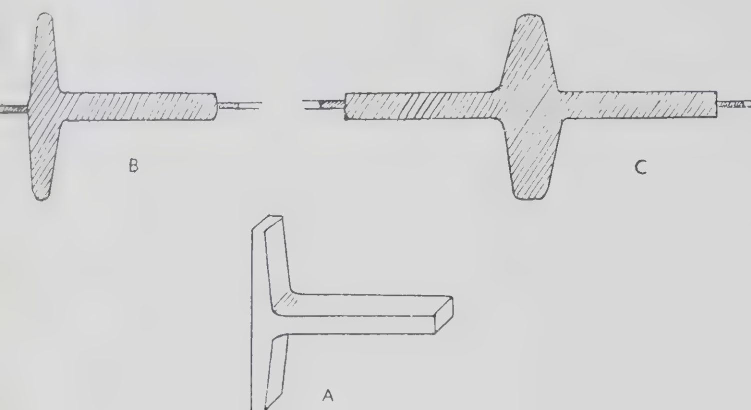


Fig. 14 - Profilo a T forgiato: (A) Il pezzo finito - (B) Sistema errato - (C) Sistema giusto.

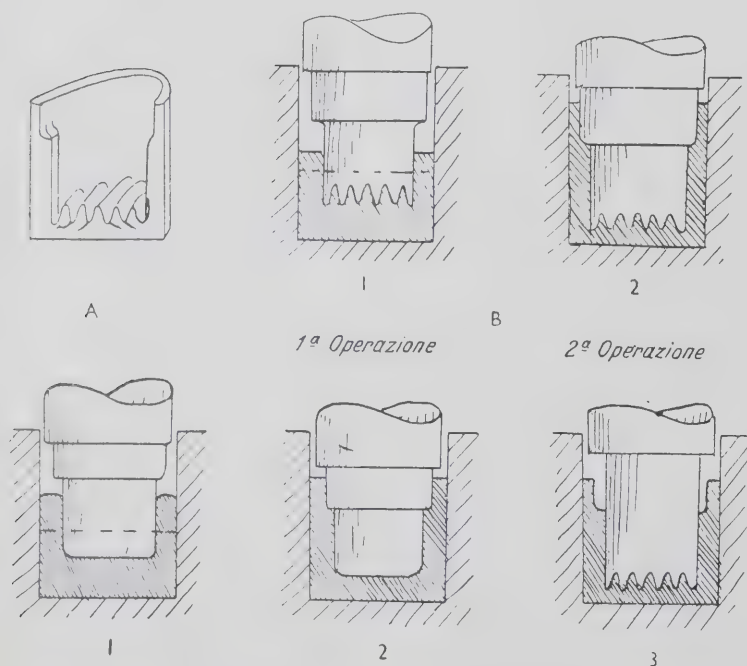


Fig. 15 - Forgiatura di un pistone munito di alette di raffreddamento: (A) Il pezzo finito - (B) sistema errato - (C) sistema giusto.

Il carico di rottura, in direzione longitudinale, di un materiale estruso, segue una legge identica raggiungendo valori uguali come nei materiali forgiati, sebbene più velocemente. La sezione che per prima viene estrusa possiede invariabilmente proprietà tecnologiche più basse. Nella sezione finale del pezzo, invece, la deformazione è considerevolmente più evidente e ciò porta ad un incremento nel valore del carico di rottura.

La fig. 11 mette in evidenza la variazione del carico di rottura nella direzione trasversa in un materiale estruso.

La forgiatura dei lingotti piani segue gli stessi criteri usati per la forgiatura dei dischi. Quanto più sottili sono i lingotti tanto minore risulta il valore del carico di rottura nella direzione trasversale.

Le proprietà meccaniche di un materiale forgiato dipendono principalmente da due fattori:

1) le proprietà tecnologiche del materiale di partenza;
2) la grandezza della deformazione imposta al materiale.

Contrariamente a quanto molti credono ed affermano, la pressione impiegata nella forgiatura di un pezzo ha un effetto del tutto trascurabile se essa non è associata con una contemporanea deformazione, in quanto essa previene la formazione di tensioni secondarie oltremodo dannose, e che compromettono le caratteristiche tecnologiche del materiale lavorato.

Una grande percentuale di scarti nella forgiatura di leghe di alluminio e in particolar modo del duralluminio è dovuta essenzialmente a fratture provocate dalla linea di bava presente nei pezzi, fratture che (fig. 12) penetrano profondamente in cavità.

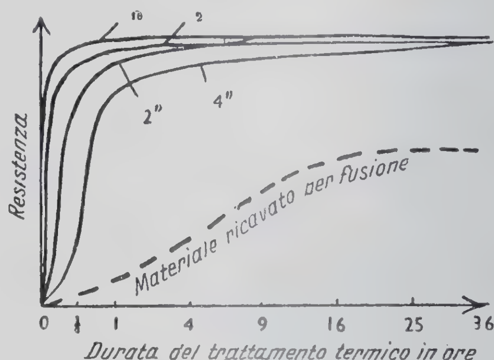


Fig. 16 - Influenza del trattamento termico sulla resistenza alla trazione del duralluminio.

Queste fratture possono essere evitate in due modi. Il primo consiglia di calcolare il volume del metallo da forgiare in modo da ridurre al minimo queste quantità di materiale sovrabbondante che fuori escono dallo stampo (fig. 13).

Il secondo consiglia invece di operare in modo che la bava di metallo possa formarsi nella zona meno soggetta a fratture. La fig. 14 mette chiaramente in evidenza tale sistema.

Un'altra frequente causa di scarti è causata dalle fratture che si verificano nelle nervature sottili.

In certe leghe come per esempio nella Lo-Ex non è possibile stampare il pezzo direttamente, è necessario quindi seguire tutte le operazioni indicate in fig. 15, allo scopo di evitare l'inconveniente su accennato.

Passeremo per ultimo ad esaminare gli effetti delle tensioni interne provocate dalla tempra. In generale una tempra uniforme porta alla formazione di forze agenti per compressione nelle zone superficiali del pezzo trattato, e di forze agenti per trazione nelle parti interne. Questo complesso di tensioni interne è sotto molti aspetti favorevole.

Le tensioni alla superficie invece sono sempre assai dannose. Esse possono essere provocate da una qualunque lavorazione meccanica eseguita sul pezzo dopo la tempra. Nel duralluminio ed in altre leghe suscettibili di trattamento termico queste lavorazioni devono essere eseguite prima della tempra.

E' bene ricordare che la forgiatura del duralluminio richiede un tempo più o meno lungo di invecchiamento, tempo che dipende dallo spessore del materiale. Nel caso di grossi pezzi forgiati, aumenta notevolmente dopo 24 ore di trattamento, mentre nella lamiera sono sufficienti 5 o 10 minuti per ottenere una completa omogeneizzazione (fig. 16).

F. S.

PROF. UMBERTO FERRARI, Direttore responsabile. ARTI GRAFICHE STEFANO PINELLI - VIA BORDONI, 2 - MILANO

ALLUMINIO



3 • MAGGIO • GIUGNO 1939-XVII

STA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA FEDERAZIONE NAZ. FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGIC

Anno VIII - N. 3 Maggio-Giugno 1939-XVII

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA FEDERAZIONE NAZIONALE FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

Redazione, Amministrazione e Pubblicità:
Via Cappellari N. 2 - MILANO - Telefono N. 84-569

Un Numero separato . . Italia L. 10 - Estero L. 15
Abbonamento . . . . . „ „ 50 - „ „ 80

Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. 100 ——— Estero L. 170

SOMMARIO

Le Memorie pubblicate nella Rivista vengono compensate.

CONCORSI A PREMI PER IL 1940

I.

GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA FEDERAZIONE NAZIONALE FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Il Gruppo Metalli Leggeri della Federazione Nazionale Fascista degli Industriali Metallurgici, allo scopo di incoraggiare gli studi relativi all'alluminio e alle leghe leggere da esso derivate, proseguendo nella tradizione seguita già da qualche anno, ha deciso di bandire un nuovo concorso a premi da destinarsi agli autori che presenteranno, entro il 28 Ottobre 1940, le migliori memorie su temi inerenti la Metallurgia, la Metallografia e la Tecnologia dell'alluminio e delle sue leghe.

Le memorie dovranno essere originali; sarà data la preferenza alle memorie di carattere sperimentale.

I concorsi sono dotati di premi per l'importo complessivo di L. 10.000 (diecimila) da ripartire, secondo il giudizio della Commissione, fra gli autori dei lavori più meritevoli.

La Commissione giudicatrice è costituita dai Signori:

Sarracino Ten. Gen. Dr. Ing. Luigi
Sirovich Prof. Ing. Dr. Comm. Giulio
Losana Prof. Dr. Luigi
Panseri Prof. Dr. Ing. Carlo
Pramaggiore Dr. Ing. Carlo
Scarpa Prof. Dr. Oscar.
Ferreri Dott. Ing. Vittorio.

I lavori dovranno essere presentati anonimi, controdistinguendoli con un motto che verrà ripetuto sopra una busta sigillata contenente una scheda col nome e l'indirizzo del concorrente.

Verranno aperte solamente le buste delle memorie che la Commissione giudicherà meritevoli di premio.

I manoscritti, in triplice copia, e le buste sigillate dovranno pervenire alla Redazione della Rivista « Alluminio » Via Cappellari 2 - Milano - non oltre le ore 24 del giorno 28 Ottobre 1940.

II.

CONSIGLIO NAZIONALE DELLE RICERCHE - COMITATO PER L'INGEGNERIA REPARTO PER L'INGEGNERIA MECCANICA

Il Comitato per l'Ingegneria del C. N. d. R. (Reparto per l'Ingegneria Meccanica) su proposta della Commissione per lo Studio delle Leghe dei Metalli Leggeri della Associazione Italiana per i Materiali da Costruzione (S. I. M.), allo scopo di incoraggiare gli studi relativi alle applicazioni dell'Alluminio e del Magnesio e di divulgare la conoscenza delle loro proprietà in vista delle possibili applicazioni, bandisce due concorsi a premi come appresso specificati:

I° Concorso.

Ricerche sperimentali sulla esecuzione e sul comportamento meccanico dei collegamenti nelle carpenterie di leghe di alluminio di alta resistenza in vista dell'estensione dell'impiego di questi materiali alle grandi costruzioni metalliche.

II° Concorso.

Memoria sul magnesio e sulle sue leghe, rivolta a dare una visione aggiornata e chiara di tutte le pro-

prietà di tali materiali con particolare riguardo alla loro tecnologia ed alle loro applicazioni nel dominio delle Costruzioni meccaniche.

Per ciascuno dei due concorsi è a disposizione della Commissione Giudicatrice, per premi, una somma di Lire 5.000.

I concorrenti dovranno presentare i loro lavori inediti, dattilografati, in triplice copia, entro il 28 ottobre 1940 indirizzandoli al Comitato per l'Ingegneria del Consiglio Nazionale delle Ricerche (Piazzale delle Scienze 7 - Roma) con l'indicazione aggiuntiva: « Concorsi per studi sulle Leghe leggere ».

I lavori non dovranno essere firmati ma solo contraddistinti con un motto ripetuto sopra una busta sigillata contenente il nome e l'indirizzo del concorrente.

La Commissione, che sarà nominata alla scadenza del termine fissato per il Concorso dal Comitato per l'Ingegneria del C. N. d. R., giudicherà inappellabilmente ed avrà la facoltà di proporre che la somma a disposizione per ciascun concorso sia assegnata in tutto o in parte ad un solo od al massimo a due concorrenti.

La Commissione potrà anche proporre che nessun premio sia assegnato.

La Commissione potrà segnalare i lavori, oltre quelli premiati, che presentino, a suo giudizio, qualche lato pregevole.

La Commissione aprirà solo le buste dei lavori premiati o meritevoli di segnalazione.

I lavori premiati potranno essere pubblicati integralmente o nella parte che ha maggiore attinenza col programma di concorso sulla Rivista « Alluminio ».

COMUNICATO

Il giorno 13 gennaio 1939-XVII si è riunita la Commissione giudicatrice dei concorsi a premi per il 1938, indetti del Gruppo Metalli Leggeri della Federazione Nazionale Fascista degli Industriali Metallurgici.

Le memorie presentate al concorso furono 2 aventi rispettivamente per titolo:

a) « Il filo di alluminio ossidato per gli avvolgimenti delle macchine elettriche » (motto « Electro »).

b) « Effetto della variazione della velocità di raffreddamento sulla struttura microscopica di alcune leghe ternarie a base di alluminio » (motto « Per minima ad maxima »).

La memoria distinta dal motto « Electro » è stata riconosciuta dalla Commissione di un certo interesse pratico, in quanto porta un contributo applicativo non indifferente anche considerato nel campo autarchico. La Commissione ha tuttavia rilevato che la memoria difetta di quel carattere di originalità sperimentale che sarebbe stato particolarmente desiderabile dato che l'argomento trattato era già altrimenti noto attraverso trattazioni similari a quella presentata dall'autore e comparse in periodici tecnici.

La memoria distinta dal motto « Per minima ad maxima » rappresenta un accurato studio metallografico encomiabile sopra tutto per la tecnica operatoria che appare particolarmente raffinata. Manca tuttavia alla pubblicazione una sufficiente documentazione che possa dare modo alla Commissione di rendersi esatto conto della razionalità delle deduzioni alla quale arriva l'autore e del metodo sperimentale da lui seguito per stabilire i vari diagrammi dei sistemi ternari considerati.

Premesso quanto sopra la Commissione giudicatrice si è trovata concorde nel ritenere che il materiale esaminato non rispondesse sufficientemente al concetto informatore del Bando di concorso e pertanto non meritevole di un premio.

Entrambe le memorie sono state ritenute invece pubblicabili sulla rivista « Alluminio » previo completamento delle parti manchevoli. Esse sono quindi tenute a disposizione degli autori affinchè, ove questi lo ritengano opportuno, possano mettersi in contatto con la Redazione della Rivista per gli accordi del caso.

La Commissione ha inoltre deciso di indire un nuovo concorso per il 1940 cumulando la cifra rimasta disponibile dal precedente concorso con quella eguale che verrà stanziata per il 1940.

STUDIO SULLE LEGHE DEL BERILLIO

L. LOSANA e N. AGLIARDI

NOTA II.

SISTEMA RAME - BERILLIO : PESO SPECIFICO

Viene esaminata la variazione della densità delle leghe rame berillio in funzione della composizione chimica, con speciale riguardo per le leghe extra pure. Si notano alcune anomalie interessanti rispetto ai valori teorici, in pieno accordo con la struttura fondamentale relativa che viene in taluni casi a ricevere una nuova conferma.

Particolarmente studiata la variazione di volume all'atto del rinvenimento e in funzione della durata del medesimo in relazione alla teoria generale dell'indurimento di simili leghe.

Class. Dec. 669.3.725

Esistono molti studi sulle leghe rame berillio, ma, salvo poche eccezioni, sono rivolti all'esame pratico e tecnologico delle caratteristiche meccaniche veramente ragguardevoli. Sulla struttura tipica delle varie leghe a tenori differenti in berillio occorre ricordare i lavo-

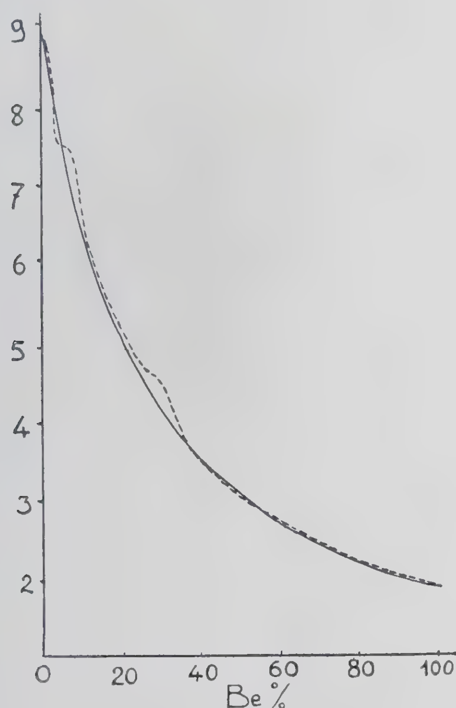


Fig. 1

ri di Oerstheldt (1); di Masing e Dahl (2); di Masing e altri collaboratori, di Stott (3) ecc. oltre a numerose ricerche particolari (4).

(1) Oerstheldt. Zt. Anorg. Ch., 1916 - 246.
(2) Masing und Dahl - Wissenschaftliche - Veröffentlichungen aus dem Siemens Konzern - 1929 - pag. 94.
Id. id. — stessa pubblicazione, pag. 101.
Id. id. — stessa pubblicazione, pag. 126.
Id. id. — stessa pubblicazione, pag. 154.
Masing e Haese - id. id. id., pag. 142.

Molte di queste indagini presentano dei risultati non confrontabili tra loro in senso assoluto, sia perchè sono eseguite con metodi e finalità assai differenti, sia perchè sono presenti sovente inevitabili impurezze che alterano i risultati.

Tabella I.

N.	Composizione percentuale									
	Cu	Be	Fe	Si	Al	Mn	Mg	Ca	Ni	Na
1	99.996	—	tr.	—	—	—	—	—	—	—
2	99.121	0.752	0.064	tr.	tr.	0.018	tr.	—	—	—
3	98.656	1.251	0.071	»	»	tr.	»	—	—	—
4	97.708	2.150	0.068	0.010	0.021	»	»	tr.	tr.	—
5	97.652	2.221	0.093	0.009	tr.	0.012	»	»	—	tr.
6	97.310	2.510	0.108	0.013	—	0.014	»	»	—	»
7	97.050	2.731	0.126	0.021	—	0.020	—	—	tr.	—
8	96.448	3.31	0.133	0.028	tr.	0.028	tr.	tr.	»	tr.
9	95.283	4.542	0.121	0.008	»	0.011	»	»	»	»
10	94.320	5.382	0.146	0.031	0.032	0.026	0.009	0.007	»	»
11	94.202	5.480	0.152	0.034	0.021	0.018	tr.	tr.	»	—
12	93.416	6.250	0.173	0.036	0.031	0.034	0.011	»	»	tr.
13	91.712	7.982	0.182	0.032	0.030	0.026	0.013	0.009	0.005	»
14	89.816	9.870	0.190	0.038	0.028	0.028	0.018	tr.	—	»
15	89.108	10.542	0.196	0.052	0.039	0.032	0.026	»	—	»
16	87.558	12.084	0.204	0.046	0.040	0.030	0.018	0.016	—	»
17	85.646	13.960	0.212	0.054	0.043	0.031	0.021	0.010	0.011	»
18	84.610	15.022	0.226	0.050	0.042	0.026	0.016	tr.	tr.	»
19	78.672	20.864	0.280	0.056	0.046	0.034	0.022	0.016	»	»
20	73.190	26.340	0.342	0.040	0.048	0.016	0.020	—	»	—
21	70.258	29.186	0.370	0.048	0.064	0.022	0.024	—	»	tr.
22	69.018	30.432	0.390	0.042	0.054	0.040	0.018	tr.	—	»
23	66.950	32.760	0.382	0.064	0.058	0.034	0.026	»	0.012	»
24	52.576	46.830	0.396	0.050	0.060	0.052	0.030	»	—	—
25	39.952	59.528	0.410	0.058	0.078	0.038	0.027	»	tr.	—
26	28.288	71.080	0.418	0.046	0.086	0.042	0.032	»	»	—
27	13.116	86.250	0.430	0.055	0.090	0.036	0.019	»	»	—
28	6.912	92.500	0.360	0.040	0.102	0.056	0.028	»	—	—
29	3.009	96.420	0.340	0.040	0.110	0.040	0.032	»	—	—
30	1.210	98.180	0.380	0.042	0.104	0.046	0.036	»	—	—

(3) Stott - Met. Tecnolog. 3 n. 5 - 738 - 1930.
Corson - Brass Wld - 22 - 1926 - 314.
(4) Tamimura - Zt. f. Metallkunde - 1933 - 25 - 17R.
Borchers - Metallwirsch - 1932 - 317 - 329.
V. Lavori citati di Masing e collaboratori.

Abbiamo quindi eseguite alcune serie di determinazioni colla massima precisione sul peso specifico delle leghe rame berillio estendendo sistematicamente le prove a tutto il diagramma di stato: cosa questa finora non attuata. Ci siamo serviti di berillio e relative leghe prodotte nello Stabilimento di Chivasso della Soc. An. Processi Privative Industriali di Milano che ci ha messo a disposizione materiale vario e abbondante. Porgiamo alla predetta Soc. An. il nostro più vivo ringraziamento.

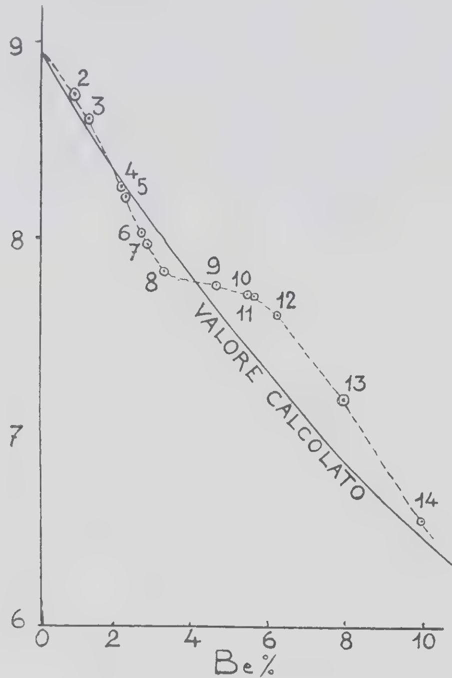


Fig. 2

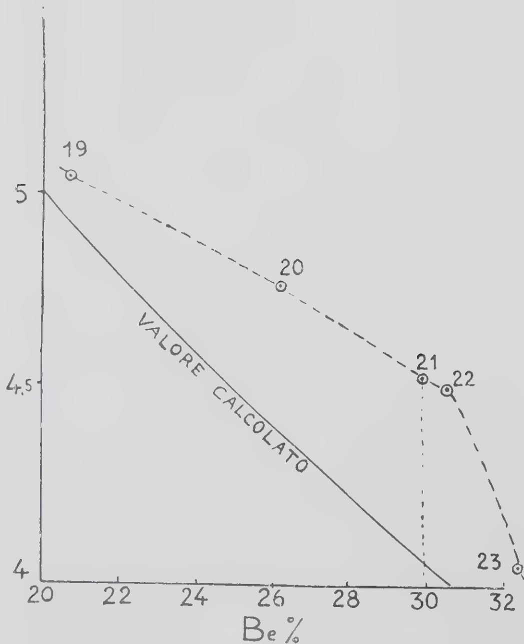


Fig. 2 bis

Abbiamo anzitutto preparata una prima serie di leghe comuni, numerate da 1 a 30 fondendo i materiali in ambiente neutro o nel vuoto.

La tabella 1 riporta le composizioni di tali leghe. Le impurezze sono costituite essenzialmente da ferro e alluminio e il loro tenore cresce col titolo in berillio. Particolare cura si è posta per evitare la presenza di ossigeno e azoto.

Il peso specifico fu determinato dapprima su tutte queste leghe ricotte a 800° per 3 ore. Vennero usati sia

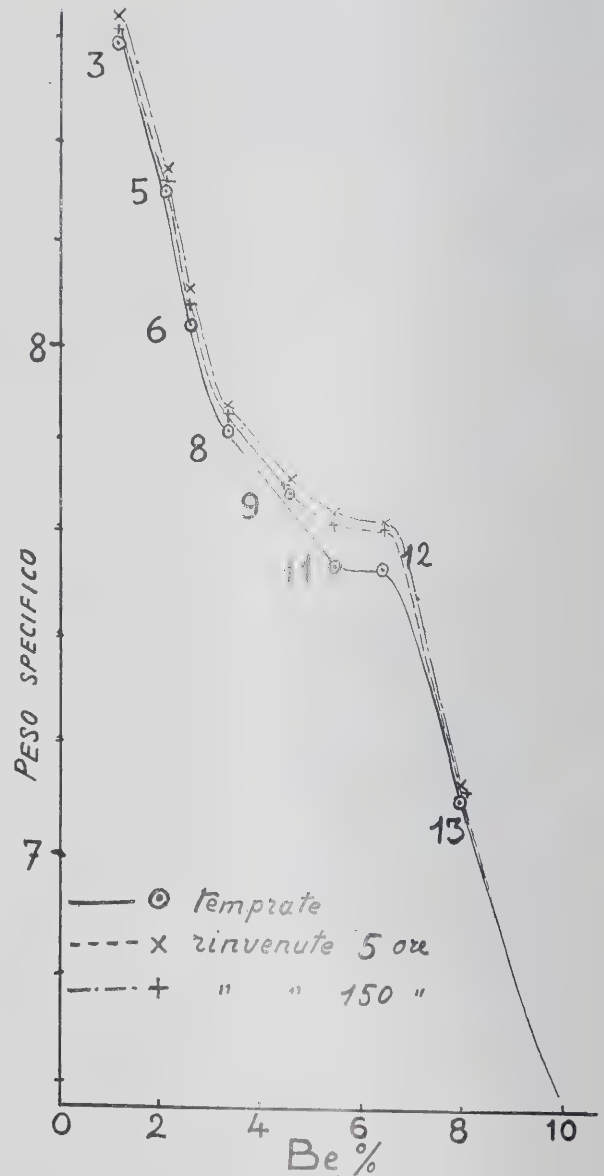


Fig. 3

il picnometro di precisione, sia la bilancia idrostatica e come liquido ci siamo serviti, a seconda dei casi, di toluolo o di tetracloruro di carbonio.

Il valore teorico della densità fu calcolato colla formola:

$$d = \frac{100}{p_1 \cdot \frac{1}{d_1} + p_2 \cdot \frac{1}{d_2} + \ldots\ldots p_n \cdot \frac{1}{d_n}}$$

in cui *p* e *d* sono rispettivamente le percentuali e le densità dei singoli componenti. Nel caso nostro abbiamo te-

nuto conto solo del rame, berillio, ferro e alluminio:

$$d = \frac{100}{p_1 \cdot \frac{1}{8.928} + p_2 \cdot \frac{1}{1.82} + p_3 \cdot \frac{1}{7.82} + p_4 \cdot \frac{1}{2.59}}$$

per le leghe aventi titoli elevati in berillio e quindi sensibili in impurezze: le variazioni causate da così esigue percentuali di ferro e alluminio sono del resto quasi insignificanti.

Nella tabella 2 si hanno appunto i suddetti valori per la densità a 18° nel caso delle leghe ricotte a 800° e raffreddate in forno in modo lentissimo.

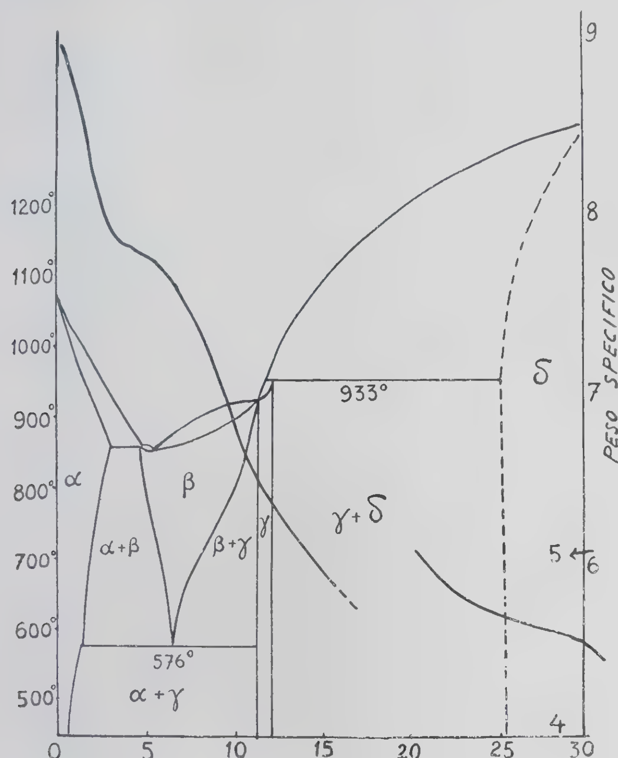


Fig. 4

Che riportati graficamente danno la curva della fig. 1. Nella fig. 2 e 2 bis sono riprodotti in scala maggiore i due tratti più interessanti del sistema dove appaiono delle evidenti anomalie di densità. Successivamente abbiamo sperimentato sulle leghe temprate in acqua a 20° da 800°, nonchè sulle stesse rinvenute a 320° per 5 ore e per 150 ore. I risultati sono raccolti nella tabella 3.

Nella fig. 3 sono riportate le curve relative.

Dall'esame complessivo dei risultati appare chiara una deviazione dai valori calcolati per tenori in Be tra 2 e 10% e tra 20 e 35%.

Nella fig. 4 si ha il diagramma di stato (nella porzione conosciuta desunta dai migliori lavori) (5) e la curva delle densità per le leghe ricotte.

Fino a 2% non si ottengono deviazioni corrispondentemente alla zona della soluzione solida α. La comparsa del nuovo costituente β che praticamente si riscontra in simili condizioni oltre 2%, provoca una sensibile diminuzione del peso specifico. La variazione contraria che poi si manifesta riteniamo possa interpretarsi come dovuta ad evidenti fenomeni di assestamento definitivo della lega. Il composto $CuBe_3$ ben netto e definito, fondente a 1276° (6) corrisponde ad una variazione positiva della densità intorno al 30% Be.

TABELLA 2.

N.	d calcolata	d trovata	Be %
1	8.928	8.928	—
2	8.706	8.712	0.752
3	8.564	8.600	1.251
4	8.282	8.290	2.150
5	8.265	8.272	2.221
6	8.190	8.041	2.510
7	8.132	7.960	2.731
8	7.961	7.812	3.310
9	7.640	7.744	4.542
10	7.428	7.672	5.382
11	7.401	7.656	5.480
12	7.230	7.394	6.250
13	6.842	7.088	7.982
14	6.420	6.521	9.870
15	6.364	6.400	10.542
16	6.092	6.102	12.084
17	5.800	5.792	13.960
18	5.620	5.630	15.022
19	4.948	5.085	20.864
20	4.398	4.602	26.340
21	4.134	4.568	29.186
22	4.064	4.502	30.432
23	3.845	4.082	32.760
24	3.200	3.292	46.830
25	2.724	2.730	59.428
26	2.370	2.376	71.080
27	2.032	2.048	86.250
28	1.952	1.960	92.500
29	1.893	1.902	96.420
30	18.67	1.860	98.180

TABELLA 3.

N.	Be %	Densità lega temprata a 800°	Densità lega rinvenuta per 5 ore	Densità lega per 150 ore
2	0.752	8.709	8.715	8.712
3	1.251	8.592	8.610	8.602
4	2.150	8.285	8.302	8.296
5	2.221	8.270	8.285	8.278
6	2.510	8.035	8.098	8.058
7	2.731	7.942	8.032	7.986
8	3.310	7.812	7.858	7.850
9	4.542	7.688	7.700	7.692
10	5.382	7.566	7.690	7.708
11	5.480	7.530	7.620	7.606
12	6.250	7.529	7.602	7.600
13	7.982	7.088	7.112	7.109
14	9.870	6.501	6.525	6.524
15	10.542	6.400	7.404	6.405
20	26.340	4.586	provino rotto	—
21	29.186	4.540	» »	—
22	30.432	4.473	» »	—
23	32.760	4.002	» »	—
26	71.080	2.362	2.368	2.366
27	86.250	2.044	2.050	2.042

Oltre a questo valore si ha pratica coincidenza tra i dati calcolati e quelli trovati.

La fig. 5 riporta alcune micrografie delle leghe ricotte: nella *a* è rappresentata la lega 2, nella *b* la 8, nel-

(5) V. anche Hansen - Der Aufbau der Zweistoff - Legierungen - 1936 - pag. 286 e segg.

la *c* la 12, nella *d* la 21. Appaiono chiaramente i componenti a cui si è fatto cenno.

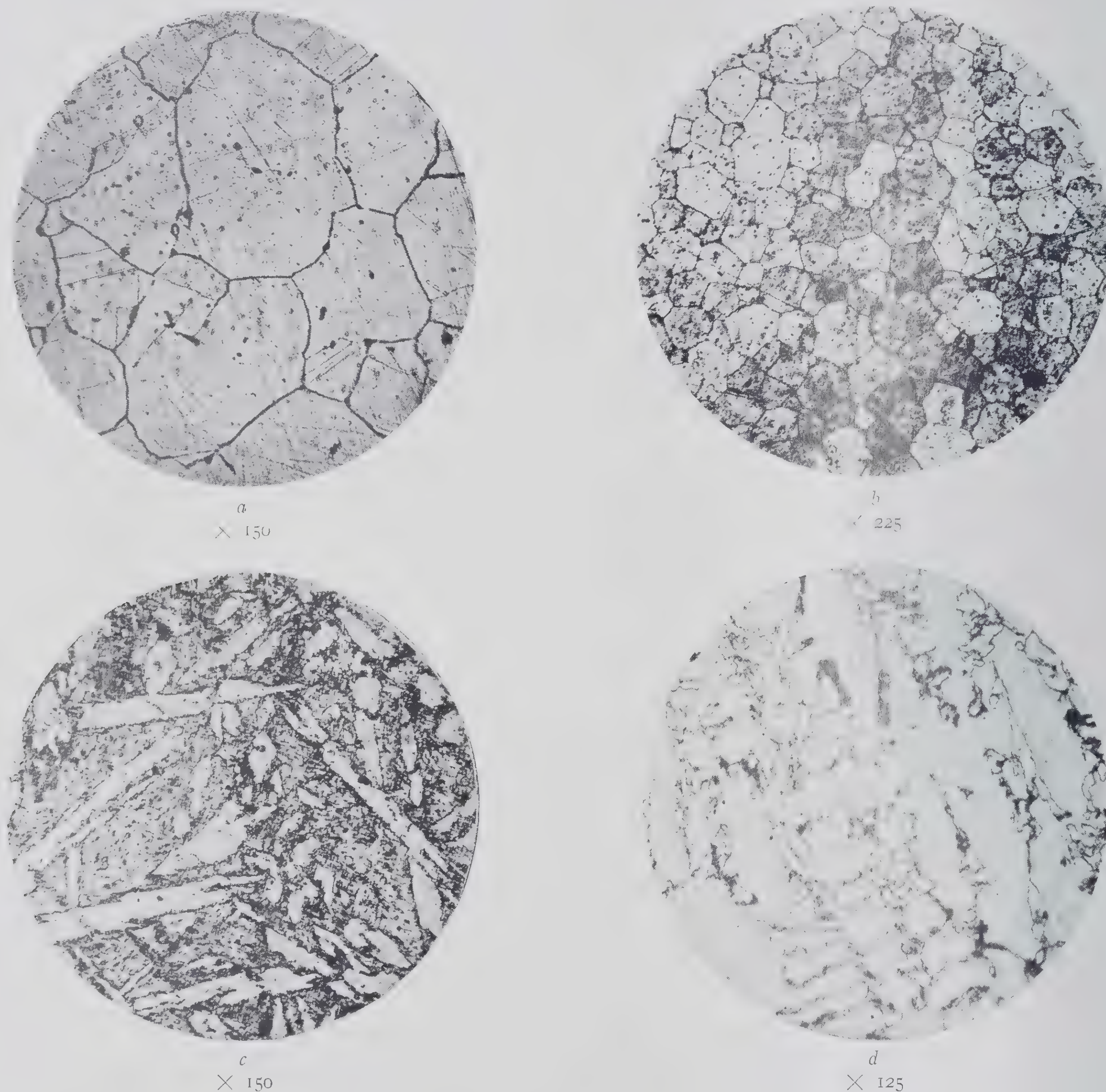
Considerando poi le leghe temprate a 800° troviamo dei valori lievemente inferiori in ogni caso rispetto a quelli delle leghe ricotte ed una maggiore regolarità, ma senza grandi variazioni, salvo per le leghe 9, 10, 11 e 12 che accusano una netta diminuzione.

Questo fatto è perfettamente logico perchè in tali condizioni permane inalterato o quasi il costituente β senza dar luogo alla decomposizione con origine di γ. Non si ha mai la stabilità totale, ma questa è tale da essere messa in evidenza dalle variazioni di densità.

I campioni rinvenuti per 5 ore a 320° mostrano tutti una lieve variazione positiva del peso specifico analogamente a quanto ebbe a riscontrare Masing (7) in alcuni casi isolati. Proseguendo però il rinvenimento per 150 ore si verifica il fenomeno contrario e si ottiene una nuova lievissima dilatazione. In tutte queste trasformazioni ci troviamo di fronte ad un complesso di fenomeni di solubilizzazione e di riprecipitazione non semplice che è stato già trattato estesamente da vari autori (8) nelle linee generali.

Si potrebbe ritenere che l'indurimento avvenga in un primo periodo con diminuzione di volume e corrisponderebbe al raggiungimento della massima durezza per riprecipitazione parziale, mantenendo la lega in falso equilibrio.

Prolungando il rinvenimento, mentre si ottiene una diminuzione di durezza indicante l'assestamento del materiale che tende verso un definitivo equilibrio, si verifica un lieve aumento di volume.



a × 150 — *b* × 225 — *c* × 150 — *d* × 125

Fig. 5

(6) V. autori citati e lavori degli AA. sul diagramma Cu-Be.

(7) Masing e Dahl - opera citata, pag. 128 e segg.

(8) Masing - opera citata, pag. 187 e segg.; Corson - l. c.

Abbiamo voluto accertare se questi fenomeni erano veramente dovuti alle alterazioni di struttura, poichè poteva essere logico il dubbio che si trattasse invece di fenomeni secondari dovuti a presenza di impurezze.

Venne così preparata una serie di leghe purissime con la seguente composizione:

Le impurezze sono ridotte a tracce minime di ferro, di manganese e di alluminio.

TABELLA 4.

N.	Cu	Be	Fe	Si	Al	Mn	Mg	Ni
31	99.108	0.796	0.011	tracce	—	—	—	—
32	98.270	1.712	0.013	»	tracce	tracce	—	—
33	97.665	2.315	0.012	»	»	—	tracce	tracce
34	96.820	3.146	0.018	»	0.011	—	»	»
35	96.181	3.786	0.021	»	0.010	tracce	»	—
36	95.520	4.460	0.016	»	tracce	»	»	—
37	94.742	5.232	0.019	»	»	»	»	tracce
38	94.112	5.864	0.022	»	»	»	»	—
39	93.000	6.978	0.020	»	»	»	»	—

I valori delle densità risultarono i seguenti:

TABELLA 5.

N.	Be %	Densità lega ricotta	Densità lega temprata	Densità lega rinviata 5 ore	Densità lega rinviata 150 ore
31	0.796	8.709	8.705	8.710	8.710
32	1.712	8.322	8.315	8.335	8.328
33	2.315	8.164	8.146	8.192	8.180
34	3.146	7.860	7.790	7.887	8.872
35	3.786	7.730	7.716	7.754	7.746
36	4.460	7.688	7.652	7.704	7.698
37	5.232	7.620	7.608	7.632	7.628
38	5.864	7.596	7.572	7.628	7.610
39	6.978	7.330	7.308	7.370	6.356

che sono in sostanziale accordo coi primi e anzi mettono in maggiore evidenza le anomalie riscontrate. Possiamo quindi ritenere che queste siano veramente dovute a fenomeni di assetto strutturale e indipendenti da influenza secondaria.

La fig. 6 mostra graficamente i dati esposti per le leghe extra-pure limitatamente alla porzione interessante del diagramma. In base a queste esperienze possiamo trarre alcune conclusioni non prive di interesse:

1°) - Si conferma la variazione di volume durante il trattamento termico delle leghe cuproberillio a cominciare da 1,5% circa di Be.

Si è riscontrato però che l'aumento di peso specifico corrispondente alla massima durezza, va scemando leggermente colla durata del rinvenimento oltre 160 ore circa: fenomeno questo del massimo interesse per la teoria generale del miglioramento delle caratteristiche di tali leghe.

2°) - In talune zone si verificano delle discordanze notevoli coi valori della densità calcolata e da questo possiamo dedurre l'esistenza di strutture diverse con equilibrio difficile a raggiungersi e si conferma in pieno il composto definitivo $CuBe_3$.

3°) - Le impurezze esercitano (nei limiti considerati) solo una lievissima azione ritardante sulla omogeneizzazione, ma non tale da alterare l'essenza del fenomeno e da mascherarlo od esaltarlo nei suoi effetti risultanti.

Questo lavoro è il primo di una serie sul berillio e sue leghe che verremo pubblicando quanto prima. Ci ha servito di conferma per lo studio completo del diagramma di stato rame-berillio ormai terminato in tutta l'estensione del campo. Così pure abbiamo studiato i diagrammi completi col nichelio; ferro; cobalto; argento, nonchè alcuni tratti dei relativi diagrammi ternari.

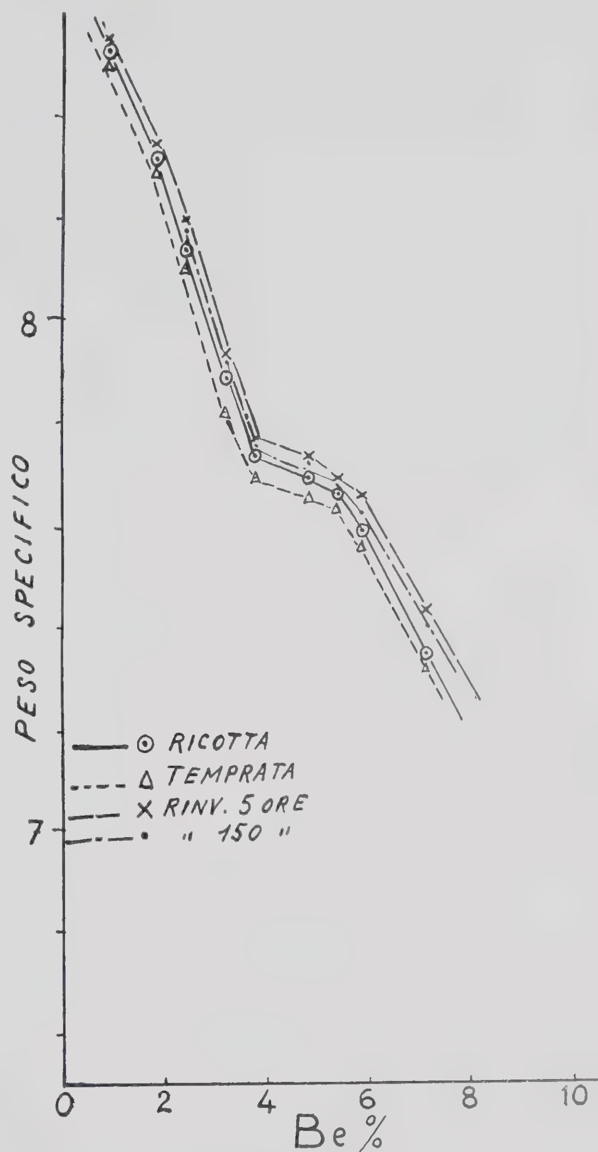


Fig. 6

Sono in corso delle particolari ricerche sulla variazione di volume, della resistività elettrica e del potere termoelettrico di molte leghe in funzione del trattamento termico al fine di stabilire — con l'aiuto di esami röentgenografici, e possibilmente del microscopio elettronico, tutte le modalità e darne una teoria generale soddisfacente sotto ogni punto di vista.

Torino - *Istituto di Chimica generale e applicata del R. Politecnico* - dicembre 1938-XVII.

Una teoria generale della coesione

GIORDANO BRUNI

Class. Dec. 539.2.001

Viene calcolata la coesione applicando la legge Newton-Coulomb. Essa viene espressa mediante il « modulo di riempimento dello spazio », cioè il rapporto tra il volume nel quale si compiono i movimenti di una molecola e quello occupato dal corpo molecolare.

Per valori elevatissimi del modulo, risulta l'esistenza intorno a ciascuna molecola, di un monostrato di intensa azione coesiva, di fronte al quale l'attrazione delle zone successive è trascurabilmente piccola. In queste condizioni si riconoscono facilmente quelle in cui si trovano i solidi.

Si spiega così il perchè la resistenza alla rottura dei solidi non dipende dallo spessore nel senso dello sforzo di trazione. *Per valori meno elevati del modulo, le attrazioni delle zone successive alla prima prese assieme raggiungono il valore della prima. Una massa che si trovi in queste condizioni deve spontaneamente assumere la forma sferica. Si riconosce in queste condizioni, quelle dello stato liquido. Per valori molto bassi del modulo, l'attrazione della prima zona è superata da ciascuna delle successive, per cui le molecole delle zone centrali tenderanno a muoversi verso la periferia e viceversa. Sono queste le condizioni in cui si trova una massa gasosa. Si spiega così il perchè le molecole di un gas possono spostarsi da un punto all'altro della massa. Si riconosce facilmente la condizione critica come quella in cui le attrazioni delle singole zone sono tutte uguali.*

Risulta anche evidente l'esistenza di uno stato della materia detto « pastoso » (punto amorfo) nel quale il primo termine di attrazione è uguale alla somma dei termini attrattivi successivi. La posizione del « punto pastoso » dipende leggermente dalla quantità della materia che si considera.

Il riempimento dello spazio.

La materia è costituita di molecole. Queste sono formate di atomi e gli atomi sono costituiti di neutroni, protoni e poi elettroni e positroni. Le particelle possono essere fornite di moto progressivo ossia di energia di volume oppure essere prive di energia progressiva. In quest'ultimo caso esse sono impacchettate secondo regole di polimerizzazione. La forma del corpo di una particella costituente la materia dipende in primo luogo dalla sua struttura interna ma anche da un eventuale moto di rotazione della particella intorno a se stessa e dalla pressione dei movimenti termici delle altre particelle, quindi dagli urti che la particella deve sostenere.

Se si pensa che il corpo di una particella di ordine superiore è formato dai moti delle particelle dell'ordine immediatamente inferiore, [1] appare possibile il cambiamento della sua forma.

Il corpo di una particella può dunque essere deformato per urto e pressione. Ammesso ciò, l'impacchettamento delle particelle avverrebbe in modo da riempire totalmente lo spazio: annullando completamente gli spazi fra particella e particella. Ma quale forma dobbiamo dare, nei calcoli che ci proponiamo di fare, alle particelle? Non la forma sferica! Anche perchè un aggregato di sfere piccole non potrà mai riempire completamente una sfera grande.

Lo stesso vale per le altre forme curve. Restano utilizzabili le forme poliedriche, e fra queste sceglieremo per semplicità di calcolo il cubo. In tutti quei casi nei quali riuscirà evidente che la forma dei corpi delle particelle studiate non è cubica introdurremo dei coefficienti di correzione. Considereremo quindi anche cubico il volume nel quale si muovono le particelle. Del resto se si regolano i movimenti delle particelle nelle tre direzioni dello spazio, l'urto delle particelle non può che avvenire sulle facce di cubi in cui viene a dividersi automaticamente lo spazio. Immaginiamo dunque il volume di un corpo suddiviso in tanti piccoli cubi quante sono le particelle moventisi che lo compongono. Ciascun cubo rappresenterà quindi la porzione del volume spettante ai movimenti di una sola particella. Ammettiamo che i moti delle particelle siano regolati nelle tre direzioni perpendicolari alle faccie dei cubi e che si effettuino soltanto nello spazio cubico spettante alla particella stessa.

La prima ammissione è giustificata perchè il moto in direzione obliqua può essere scomposto in componenti normali alle facce. Così pure la seconda ammissione risulta giustificata quando si pensi che durante i moti termici non avviene che uno scambio di particelle da un cubo all'altro. Ma con probabilità nel solido non si manifesta neppure questo fatto.

Nei gas può avvenire che in un dato istante più particelle si trovino nello stesso cubo e quindi altri cubi ne restino privi, ma deve poi seguire un istante in cui succede l'inverso. L'effetto del primo spostamento viene così neutralizzato. Non si commette perciò alcun errore ascrivendo a ciascuna particella un proprio « volume di moto ».

---

(1) Così il corpo molecolare è formato dai moti degli atomi; e quello atomico dai moti delle particelle costituenti l'atomo.

LE FORZE DI ATTRAZIONE.

Una particella di volume v, moventesi nel proprio cubo di moto: V, può assumere, rispetto alle particelle i cui volumi di moto sono adiacenti, delle posizioni diverse. Ammettiamo che quando due particelle si urtano, ciò avvenga con una faccia: per il fatto che il volume della particella è deformabile e che quindi nell'istante dell'urto la faccia si formi, anche se essa non esisteva in quel punto prima dell'urto.

La minima distanza possibile tra i due centri delle particelle è $\sqrt[3]{v}$ e la massima $2\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v}$. (Dato che abbiamo regolati i movimenti nelle direzioni principali la distanza non può essere maggiore). Se applichiamo la legge Newton-Coulomb, le forze di attrazione nelle due posizioni limite sono

$$\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \quad \text{e} \quad \frac{\gamma\mu^2}{(2\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v})^2}$$

μ è la massa e γ una costante. Da una posizione all'altra la forza attrattiva assume valori intermedi e compie il lavoro

$$\int_{\sqrt[3]{v}}^{2\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v}} \frac{\gamma\mu^2}{X^2}\, dX = \gamma\mu^2 \cdot \left[\frac{1}{\sqrt[3]{v}} - \frac{1}{2\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v}}\right].$$

Rispetto ai cubi di moto le due particelle si muovono ambedue. E' necessario quindi fissare in una delle due il sistema delle coordinate. Dividendo il lavoro suddetto per lo spazio lungo il quale hanno agito le forze variabili, otteniamo una forza media costante che le sostituirà nei nostri prossimi calcoli.

$$\gamma\mu^3 \left[\frac{1}{\sqrt[3]{v}} - \frac{1}{2\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v}}\right] : (2\sqrt[3]{V} - 2\sqrt[3]{v}) =$$

$$= \gamma\mu^2 \frac{1}{\sqrt[3]{v}(2\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v})}.$$

Come si vede il valore ricavato è la media geometrica tra la forza agente al momento del contatto delle due particelle e quella agente alla massima elongazione. ([2]).

Consideriamo ora l'azione attrattiva esercitata da una particella di riferimento su una particella il cui cubo di moto non è adiacente.

E cominciamo col calcolare le forze agenti tra due particelle quando fra i due loro cubi di moto esiste quello di una terza particella. Se consideriamo anche qui i movimenti ordinati nelle 3 direzioni principali, la minor distanza fra le due particelle si avrà quando queste sono addossate alle pareti del cubo di moto intermedio e la loro maggiore distanza quando sono addossate alle pareti opposte del proprio volume di moto.

Nel primo caso la distanza tra i loro due centri è $\sqrt[3]{V} + \sqrt[3]{v}$; nel secondo caso: $3\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v}$.

La forza massima è

$$\frac{\gamma\mu^2}{(\sqrt[3]{V} + \sqrt[3]{v})^2}$$

e quella minima

$$\frac{\gamma\mu^2}{(3\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v})^2}.$$

Questa variazione si manifesta lungo un percorso di $2\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v}$ e quindi la forza media calcolata come nel caso precedente è:

$$\frac{\gamma\mu^2}{(\sqrt[3]{V} + \sqrt[3]{v})(3\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v})}.$$

Analogamente si calcola la forza media costante che agisce tra due particelle tra i cui cubi di moto giacciono intermedie due particelle coi rispettivi volumi di moto:

$$\frac{\gamma\mu^2}{(3\sqrt[3]{V} + \sqrt[3]{v})\ (4\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v})}.$$

E se i cubi di moto intermedi sono tre:

$$\frac{\gamma\mu^2}{(3\sqrt[3]{V} + \sqrt[3]{v})\ (5\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v})} \qquad \text{ecc.}$$

La risultante delle forze che agiscono su una particella sita nell'interno di una massa in una delle sei direzioni principali è uguale alla somma delle forze sopracalcolate:

$$S_1 = \gamma\mu^2 \left[\frac{1}{\sqrt[3]{v}(2\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v})} + \frac{1}{(\sqrt[3]{V} + \sqrt[3]{v})(3\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v})} + \right.$$

$$\left. + \frac{1}{(2\sqrt[3]{V} + \sqrt[3]{v})(4\sqrt[3]{V} - \sqrt[3]{v})} + \ldots\ldots \right]$$

e se introduciamo per $\dfrac{\sqrt[3]{V}}{\sqrt[3]{v}} = r$ valore che chiameremo modulo lineare di riempimento dello spazio, otteniamo:

$$S_1 = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \left[\frac{1}{2r - 1} + \frac{1}{(r + 1)\ (3r - 1)} + \right.$$

$$\left. + \frac{1}{(2r + 1)\ (4r - 1)} + \frac{1}{(3r + 1)\ (5r - 1)} + \ldots\ldots \right]$$

ossia

$$S_1 = \frac{\gamma\mu^2\, h}{\sqrt[3]{v^2}} = \frac{\gamma\mu^2\, r^2\, h}{\sqrt[3]{V^2}}$$

in cui

$$h = \frac{1}{2r - 1} + \frac{1}{3r^2 + 2r - 1} + \frac{1}{8r^2 + 2r - 1} +$$

$$+ \frac{1}{15r^2 + 2r - 1} + \ldots\ldots + \frac{1}{(z^2 - 1)r^2 + 2r - 1} + \ldots 1.$$

Il valore di r è naturalmente sempre positivo e maggiore di uno. Se r è uguale ad uno il volume del

---

([2]) Per seguire agevolmente i calcoli è necessario un modello spaziale suddiviso in cubi (che rappresentano il volume nel quale avvengono i moti delle particelle considerate). Nell'interno di ciascun cubo (cubo di moto) vi è un cubetto (che rappresenta il corpo della particella) spostabile con le faccie parallele a quelle del cubo grande nelle tre direzioni principali normali alle facce e passanti per il centro. Detto cubetto rappresenta a sua volta lo spazio entro il quale avvengono i moti delle particelle di ordine inferiore (p. e. i moti degli atomi se i cubi grandi includono i moti delle molecole).

corpo della particella è uguale al volume nel quale si compie il suo moto: ciò significa che la particella non ha moto progressivo. Sulla particella considerata agiscono dunque, nelle sei direzioni normali alle faccie del cubo, sei forze che sono tutte uguali a S_1 se la particella è posta sufficientemente nell'interno della massa.

La funzione h e data dalla somma dei termini di una progressione convergente (3) quindi anche se i termini diventano infiniti il suo valore è limitato.

Riportiamo nella tabella A i valori approssimati della somma di infiniti termini ($h \infty$).

TABELLA A

r	h_∞	$h_\infty r^2$	$h_\infty r$	r	h_∞	$h_\infty r^2$	$h_\infty r$
1	1.63	1.63	1.63	6	0.11057	3.9805	0.66342
1.2	1.16	1.67	1.392	9	0.0673	5.4513	0.6057
1.5	0.82	1.84	1.23	20	0.0277	11.08	0.554
1.8	0.59	1.91	1.062				
2	0.52	2.08	1.04	2656	0.0001884	1329.1	0.5004
3	0.276	2.484	0.828	10^8	$0.5 \cdot 10^{-8}$	$0.5 \cdot 10^8$	0.5
4	0.19	3.04	0.76	10^{10}	$0.5 \cdot 10^{-10}$	$0.5 \cdot 10^{10}$	0.5

LA PRIMA ZONA ATTRATTIVA.

Se la coesione fosse dovuta alle sole particelle fin qui considerate allora essa dopo relativamente pochi termini sarebbe praticamente trascurabile per qualsiasi valore di r.

Ma l'azione attrattiva non può limitarsi alle sei direzioni principali, anche le particelle site nei volumi di moto posti nelle direzioni intermedie agiscono sulla particella di riferimento. Intorno al volume cubico del moto della particella centrale, di cui vogliamo studiare le azioni attrattive sopportate, giacciono $3^3 - 1^3$ cubi di moto che chiameremo: della prima zona.

Le attrazioni di 3^2 particelle di questa zona concorrono a formare la risultante in una delle direzioni principali. (Si considerano ora le particelle nel centro del volume di moto, posizione questa che rappresenta la media delle elongazioni). (4).

Una delle nove particelle, e cioè quella il cui cubo di moto aderisce con una faccia a quello centrale esercita l'attrazione già calcolata in precedenza

$$\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{2r-1}$$

Quattro delle nove particelle, cioè quelle i cui cubi di moto aderiscono a quello centrale mediante uno spigolo, nelle loro posizioni medie hanno una distanza da quella centrale $\sqrt{2}$ volte maggiore che non nel caso precedente; e le loro azioni attrattive si manifestano attenuate verso la direzione principale in quantochè soltanto una componente cade in detta direzione.

Detta componente è $\frac{1}{\sqrt{2}}$ la forza totale. Quindi il concorso alla coesione di queste quattro particelle è in totale

$$4 \cdot \frac{\gamma\mu^2}{2\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{2r-1} \cdot \frac{1}{\sqrt{2}}$$

Infine le ultime quattro delle nove particelle, e cioè quelle i cui cubi di moto hanno soltanto un vertice comune col cubo centrale nelle loro posizioni medie, hanno una distanza da quella centrale $\sqrt{3}$ volte maggiore che non nel primo caso; e le loro azioni attrattive si manifestano attenuate verso la direzione principale perchè una sola componente cade in detta direzione.

La componente è $\frac{1}{\sqrt{3}}$ della forza totale. Quindi queste quattro particelle concorrono alla coesione con un totale

$$4 \cdot \frac{\gamma\mu^2}{3\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{2r-1} \cdot \frac{1}{\sqrt{3}}$$

La prima zona esercita dunque in una delle sei direzioni principali sulla particella centrale una forza:

$$\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{2r-1}\left(1+\sqrt{2}+\frac{4}{3\sqrt{3}}\right) =$$

$$= \boxed{\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{3,184011}{2r-1}}$$

LA SECONDA ZONA ATTRATTIVA.

Aderiscono ai 26 cubi di moto della prima zona $5^3 - 3^3 = 98$ cubi di moto della seconda zona. Le attrazioni di $5^2 + (5^2 - 3^2)$ particelle di questa zona concorrono a formare la risultante in una delle direzioni principali. Una di queste 41 particelle, e cioè quella sita nella direzione principale dista in media dalla particella centrale di $2\sqrt[3]{V}$ ed esercita l'attrazione già calcolata in precedenza

$$\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{3r^2+2r-1}$$

Otto particelle hanno una distanza media da quella centrale $\frac{\sqrt{5}}{2}$ volte più grande della distanza della particella precedente.

Di queste otto particelle, quattro esercitano una forza sulla particella centrale che scomposta dà una componente nella direzione principale di intensità $\frac{1}{\sqrt{5}}$ della scomponenda. Mentre le componenti della forza delle altre quattro particelle sono di un'intensità $\frac{2}{\sqrt{5}}$ della totale.

La forza attrattiva nella direzione principale da parte

(3) La serie è convergente per il terzo criterio

$$\lim_{z \to \infty} z \left\{ 1 - \frac{\dfrac{1}{[(z+1)^2-1]\, r^2+2r-1}}{\dfrac{1}{(z^2-1)\, r^2+2r-1}} \right\} = 2$$

(4) Col modello spaziale già descritto si possono seguire agevolmente questi calcoli.

di suddette otto particelle sulla particella centrale è

$$4 \cdot \frac{\gamma\mu^2}{{}^5/_4 \sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{3\,r^2 + 2\,r - 1} \cdot \frac{2}{\sqrt{5}} +$$

$$+ 4 \cdot \frac{\gamma\mu^2}{{}^5/_4 \sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{3\,r^2 + 2\,r - 1} \cdot \frac{2}{\sqrt{5}}$$

12 particelle, delle 41 suddette, distano da quella centrale $\frac{\sqrt{6}}{2}$ volte di più della particella giacente nella direzione principale (seconda zona). Delle 12, otto agiscono con una forza che scomposta dà una componente utile nella direzione da noi contemplata di intensità $\frac{1}{\sqrt{6}}$ della scomponenda.

Le altre quattro danno invece forze con componenti utili di intensità $\frac{2}{\sqrt{6}}$ della totale. Queste 12 particelle concorrono quindi alla coesione con una forza:

$$8 \cdot \frac{\gamma\mu^2}{\left(\frac{\sqrt{6}}{2}\right)^2 \sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{3\,r^2 + 2\,r - 1} \cdot \frac{1}{\sqrt{6}} +$$

$$+ 4 \cdot \frac{\gamma\mu^2}{\left(\frac{\sqrt{6}}{2}\right)^2 \sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{3\,r^2 + 2\,r - 1} \cdot \frac{2}{\sqrt{6}}$$

Quattro particelle, delle 41, distano $\sqrt{2}$ volte di più della prima e la componente della loro forza nella direzione principale è $\frac{1}{\sqrt{2}}$ di essa. Esse concorrono alla coesione con la forza complessiva:

$$4 \cdot \frac{\gamma\mu^2}{2 \sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{3\,r^2 + 2\,r - 1} \cdot \frac{1}{\sqrt{2}}$$

Altre 12 particelle distano da quella centrale $\frac{\sqrt{9}}{2}$ volte di più di quella sita nella direzione principale. Per otto, la componente utile della loro forza è $\frac{2}{\sqrt{9}}$ di questa.

Per le altre quattro, detta componente è invece solamente di $\frac{1}{\sqrt{9}}$ della forza scomponenda.

Il concorso alla coesione è

$$8 \cdot \frac{\gamma\mu^2}{\left(\frac{3}{2}\right)^2 \sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{3\,r^2 + 2\,r - 1} \cdot \frac{2}{3} +$$

$$+ 4 \cdot \frac{\gamma\mu^2}{\left(\frac{3}{2}\right)^2 \sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{3\,r^2 + 2\,r - 1} \cdot \frac{1}{3}$$

Infine altre 4 particelle distano $\frac{\sqrt{12}}{2}$ volte di più di quella principale e la componente utile è $\frac{2}{\sqrt{12}}$ la forza totale.

Quindi esse concorrono alla coesione con la forza

$$4 \cdot \frac{\gamma\mu^2}{3 \sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{3\,r^2 + 2\,r - 1} \cdot \frac{1}{\sqrt{3}}$$

La seconda zona esercita in una delle sei direzioni principali sulla particella centrale una forza

$$\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{3\,r^2 + 2\,r - 1} \left(1 + \frac{32}{5\sqrt{5}} + \frac{16}{5\sqrt{5}} + \frac{32}{6\sqrt{6}} + \right.$$

$$\left. + \sqrt{2} + \frac{64}{27} + \frac{16}{27} + \frac{4}{3\sqrt{3}}\right) =$$

$$\boxed{\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{14{,}794869}{3\,r^2 + 2\,r - 1}}$$

La terza zona.

Aderiscono ai cubi di moto della seconda zona numero $7^3 - 5^3 = 218$ cubi della terza zona. Le attrazioni di $7^2 + (7^2 - 5^2).2$ particelle di questa zona concorrono a formare la risultante in una delle direzioni principali. Una di queste 97 particelle, che chiameremo particella principale, giace nella direzione principale, dista in media $3\,\sqrt[3]{V}$ dalla particella centrale ed esercita su di essa una forza che abbiamo già calcolata.

$$\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{8\,r^2 + 2\,r - 1}$$

(forza base della terza zona).

Successivamente in modo analogo come è stato fatto per la seconda zona si calcola la forza che la terza zona esercita in una delle sei direzioni principali sulla particella centrale

$$\boxed{\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{34{,}187516}{8\,r^2 + 2\,r - 1}}$$

Fanno parte della quarta zona $9^3 - 7^3 = 386$ particelle [in generale $n^3 - (n-2)^3$ se con n si indica il numero di particelle per lato e se chiamiamo z il numero della zona risulta $n = 2z + 1$]. La risultante nella direzione principale è data da: $9^2 + (9^2 - 7^2).3$ forze.

In generale $n^2 + [n^2 - (n-2)^2] \cdot \frac{n-3}{2}$.

La forza base che agisce fra la particella centrale e quella principale della quarta zona e che dista in media dalla centrale $4 \cdot \sqrt[3]{V}$ è:

$$\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{15\,r^2 + 2\,r - 1}$$

Determinando la distanza dal centro delle altre particelle in rapporto alla distanza principale si calcolano le componenti utili nella direzione principale.

La quarta zona esercita in una delle sei direzioni principali sulla particella centrale una forza:

$$\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{1}{15\,r^2 + 2\,r - 1}$$

$$(1 + 37{,}049720 + 9{,}559648 + 8{,}500416 + 5{,}222385) =$$

$$= \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{61{,}332168}{15\,r^2 + 2\,r - 1}$$

Analogamente si calcolano i valori per le zone susseguenti.

Per la X^a zona si ottiene:

$$\frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \cdot \frac{387{,}047588}{99\,r^2 + 2\,r - 1}$$

L'AMMONTARE DELLA COESIONE.

La forza totale coesiva che agisce in una delle 6 direzioni principali è:

$$S = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{v^2}} \left(\frac{3{,}184011}{2\,r - 1} + \frac{14{,}794869}{3\,r^2 + 2\,r - 1} + \frac{34{,}187516}{8\,r^2 + 2\,r - 1} + \frac{61{,}332168}{15\,r^2 + 2\,r - 1} + \ldots \right) \ldots\ \text{II'}$$

e se introduciamo il volume del moto in sostituzione di quello del corpo della particella:

$$S = \frac{\gamma\mu^2 r^2}{\sqrt[3]{V^2}} \left(\frac{3{,}184011}{2\,r - 1} + \frac{14{,}794869}{3\,r^2 + 2\,r - 1} + \frac{34{,}187516}{8\,r^2 + 2\,r - 1} + \frac{61{,}332168}{15\,r^2 + 2\,r - 1} + \ldots \right) \ldots\ \text{II}$$

ossia se chiamiamo H la progressione nella parentesi:

$$S = \frac{\gamma\mu^2 r^2}{\sqrt[3]{V^2}} \cdot H \ldots\ \text{III}$$

Se con z indichiamo il numero delle zone (termini) si potrà scrivere con approssimazione (errore massimo 0,1 per mille) un termine qualunque di suddetta serie che non sia il primo:

$$\frac{3{,}8778\ (z^2 - 1) + 3{,}161971}{(z^2 - 1)\ r^2 + 2\,r - 1}$$

Il limite per $z = \infty$ di suddetto termine generale è $\frac{3{,}8778}{r^2}$, quindi la serie H è divergente. La forza S è una misura per la coesione.

Essa dipende dal numero delle zone di attrazione ed in generale non è convergente.

Dalla formula II si ottiene:

$$S = \frac{\gamma\mu^2 r^2}{\sqrt[3]{V^2}} \left[3{,}184011\ h + \frac{11{,}610858}{3\,r^2 + 2\,r - 1} + \frac{31{,}003505}{8\,r^2 + 2\,r - 1} + \frac{58{,}148157}{15\,r^2 + 2\,r - 1} + \ldots \right]$$

in cui h ha il valore della I.

$$S = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^2}} \left[3{,}161971\ h\,r^2 + \frac{0{,}02204\ r^2}{2\,r - 1} + \frac{3\,r^2 \cdot 3{,}8778}{3\,r^2 + 2\,r - 1} + \frac{8\,r^2 \cdot 3{,}8778}{8\,r^2 + 2\,r - 1} + \frac{15\,r^2 \cdot 3{,}8778}{15\,r^2 + 2\,r - 1} + \ldots \right]$$

Per un numero z di zone si ottiene:

$$S_z = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^2}} \left[3{,}161971\ h\,r^2 + \frac{0{,}02204\ r^2}{2\,r - 1} + 3{,}8778\ (z - 1) - (2\,r - 1) \cdot 3{,}8778 \left(h - \frac{1}{2\,r - 1} \right) \right]$$

$$S_z = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^2}} \left[3{,}8778\ z + 3{,}161971\ h\,r^2 - 3{,}8778\ h \cdot (2\,r - 1) + \frac{0{,}02204\ r^2}{2\,r - 1} \right] \ldots\ \text{IV}$$

Questa è la formula che esprime la coesione riferita ad una superfice del cubo di moto di una particella. Essa si compone di due parti: una cresce proporzionalmente col numero dei termini di attrazione (z) e l'altra converge dopo un certo numero di termini.

Nei solidi la coesione è maggiore che non negli altri stati d'aggregazione. Una misura di essa è la resistenza alla trazione ([5]). Questa come è noto non dipende dalla lunghezza del pezzo nel senso della rottura. Non dipende quindi la coesione nei solidi dal numero delle zone di attrazione. Per portare la formula IV in accordo con questo fatto bisogna far diventare il valore 3,8778 z trascurabilmente piccolo di fronte agli altri termini. Ora noi sappiamo che z ha già un valore rilevante in una quantità di materia di alcuni grammi. Se ammettiamo che le particelle contenute in 1000 gr. circa di ghiaccio siano $3 \cdot 10^{25}$ ca. Su una particella centrale agirebbero dunque $1{,}5 \cdot 10^{8}$ ca. zone (z). Quindi r, il modulo lineare di riempimento dello spazio, deve essere per lo meno dell'ordine di grandezza di circa 10^{18} affinchè sia del tutto trascurabile il numero dei termini z. (vedi tabella A). Per valori di r molto grandi, dell'ordine di grandezza di cui sopra o più, il termine della formula IV contenente h $(2r - 1)$ è trascurabile di fronte agli altri come risulta evidente dai valori elencati nella tabella A. Nei comuni solidi r è grandissimo (superiore a 10^{20}) e l'espressione per la coesione si può scrivere così:

$$S_s = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^2}} \cdot \left(3{,}161971\ h\,r^2 + \frac{0{,}02204\ r^2}{2\,r - 1} \right)$$

Ma anche nella progressione h possiamo trascurare tutti i termini dopo il primo per cui otteniamo

$$S_s = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^2}} \cdot \frac{3{,}184011\ r^2}{2\,r - 1}$$

$$S_s = \frac{1{,}592}{\sqrt[3]{V^2}} \cdot \gamma\mu^2\ r \ldots\ \text{V}$$

Nella tabella B sono riportati i valori dei singoli termini di attrazione per tutti i possibili r calcolati dalla espressione generale (VI) per la coesione (valevole per tutti gli stati d'aggregazione). La formula VI si ottiene facilmente dalla II.

$$S = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^2}} \left[\frac{3{,}184011\ r^2}{2\,r - 1} + \frac{14{,}794869\ r^2}{3\,r^2 + 2\,r - 1} + \frac{34{,}187516\ r^2}{8\,r^2 + 2\,r - 1} + \frac{61{,}332168\ r^2}{15\,r^2 + 2\,r - 1} + \ldots + \frac{3{,}8778\ (z^2 - 1) + 3{,}161971}{(z^2 - 1)\ r^2 + 2\,r - 1} \cdot r^2 \ldots \right] \ldots\ \text{VI}$$

([5]) Giordano Bruni - La resistenza alla trazione del Ghiaccio I - Tip. Bodoniana, Parma 1933.

Giordano Bruni - La coesione del magnesio solido - La chimica, 1935, Roma.

$$S = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^2}} \; [\tau_1 + \tau_2 + \tau_3 + \tau_4 + \ldots . \tau z + \ldots .] \ldots . \; VI'$$

La forza per unità di superfice (coesione per cm^2) ossia la cosidetta pressione interna

$$\frac{S}{\sqrt[3]{V^2}} = P = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^4}} \; [\tau_1 + \tau_2 + \tau_3 + \ldots . + \tau z] \ldots . \; VII$$

Per z molto grande si può scrivere:

$$P = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^4}} \; [\tau_1 + 3{,}8778 \, (z-1)] \ldots . \; VII'$$

$$P = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^4}} \, . \, [\tau_1 + 3{,}8778 \, z] \ldots . \; VII''$$

$$P = \frac{\gamma\mu^2}{\sqrt[3]{V^4}} \, . \left[\frac{3{,}184011 \, r^2}{2\,r-1} + 3{,}8778 \, z \right] \ldots . \; VII'''$$

forza repulsiva che si manifesti non appena la distanza ha assunto un certo valore minimo.

Gli stati d'aggregazione.

Esaminiamo ora il comportamento degli stati d'aggregazione alla luce delle vedute suesposte.

La coesione nei tre stati d'aggregazione ha valori diversissimi; dalle resistenze elevatissime dei solidi (i metalli p. e. presentano resistenze alla trazione di migliaia di Kg. per cm^2) si passa alla coesione quasi nulla delle sostanze gassose. Quale potrebbe essere la causa di queste diversità che superano senza dubbio il quoto 10^{10}? Dalle formule derivate nei capitoli precedenti si deduce che i valori diversi per V nei diversi stati d'aggregazione influiscono sulla coesione. Ma non è sufficiente la diversità nella densità che le sostanze presentano nei tre stati d'aggregazione per spiegare sbalzi così grandi nei valori della coesione.

Tabella B

$r = \frac{\sqrt[3]{V}}{\sqrt[3]{v}}$	$\frac{3.184011\,r^2}{2\,r-1}$ τ_1	$\frac{14.794869\,r^2}{3\,r^2+2\,r-1}$ τ_2	$\frac{34.18752\,r^2}{8\,r^2+2r-1}$ τ_3	$\frac{61.33217\,r^2}{15\,r^2+2r-1}$ τ_4	τ_5		τ_{10}	τ_{100}	τ_{1000}	$\tau_{1000000}$	
1	3.18401	3.69872	3.79861	3.83326			3.8705	3.8777	3.8778	3.8778	
1.72740	3.87025	3.87028	3.87496	3.87622			3.87735	3.8778	3.8778	3.8778	gas
1.72743	3.87029	3.87029	3.87497	3.87623			3.87736	3.8778	3.8778	3.8778	
1.73305	3.87780	3.8719	3.875666	3.8766			3.87741	3.8778	3.8778	3.8778	stato critico
2	4.24535	3.945299	3.90714	3.89410			3.8802	3.8778	3.8778	3.8778	
10	16.75795	4.6379	4.17430	4.03766			3.90202	3.87802	3.8778	3.8778	
10^2	160.0005	4.89907	4.26283	4.08339			3.90877	3.87808	3.8778	3.8778	
10^3	1592.8014	4.92834	4.27237	4.08826			3.9094	3.87810	3.8778	3.8778	liquido (1 Kgmol)
10^4	$1.592086.10^4$	4.93126	4.27333	4.08876			3.90946	3.87810	3.8778	3.8778	
10^6	$1.592007.10^6$	4.931623	4.27344	4.08881			3.90947	3.87810	3.8778	3.8778	
10^8	$1.592005.10^8$	4.931623	4.27344	4.08881			3.90947	3.87810	3.8778	3.8778	stato pastoso
$1.03064\text{-}10^9$	$1.64078 \, . \, 10^9$	4.931623	4.27344	4.08881			3.90947	3.87810	3.8778	3.8778	per 1 Kgmol.
10^{10}	$1.592005.10^{10}$	4.931623	4.27344	4.08881			3.90647	3.87810	3.8778	3.8778	
10^{15}	$1.592005.10^{15}$	4.931623	4.27344	4.08881			3.90947	3·87810	3.8778	3.8778	
10^{20}	$1.592005.10^{20}$	4.931623	4.27344	4.08881			3.90947	3.87810	3.8778	3.8778	solido (1 Kgmol)
10^{25}	$1.592005.10^{25}$	4.931623	4.27344	4.08881			3.90947	3.87810	3.8778	3.8778	
10^{30}	$1.592005.10^{30}$	4.93162	4.27344	4.08881			3.90947	3.87810	3.8778	3.8778	
$10J$	$1.592005.10J$	4.93162	4.27344	4.08881			3.90947	3.87810	3.8778	3.8778	

La realta' dell'urto delle particelle costituenti la materia.

Prima di continuare vorrei dire qualche cosa su un altro significato che si potrebbe dare al fin qui chiamato « volume del corpo della particella » (v). Questo volume è definito dal fatto che due particelle urtano una contro l'altra, deviando quindi dal loro cammino, non appena i volumi dei loro corpi vengono a contatto. L'urto in realtà avviene fra i corpi delle particelle di ordine inferiore.

Quando due molecole si urtano: sono gli atomi che in realtà sostengono l'urto. Dato però che anche questi non sono compatti, ma formati a loro volta dai moti di particelle di ordine ancora più piccolo, bisogna concludere che l'urto se avviene nel senso meccanico della parola si manifesta fra le particelle ultime costituenti la materia.

Nulla però cambia alle derivazioni finora effettuate e alle deduzioni che seguiranno se si ammette che la causa della deviazione di due particelle che si avvicinano non sia l'urto dei loro corpi, ma l'azione di una

Vi sono inoltre sostanze di densità uguale che presentano coesioni sensibilmente diverse.

Deve dipendere dunque il valore della coesione principalmente da altri fattori: Nella formula per la coesione figura la massa (μ) della particella moventesi. Ora se noi vogliamo ascrivere ad essa la causa della diversità nella coesione bisognerebbe ammettere nei gas l'esistenza di particelle mobili di massa piccolissima rispetto a quella delle particelle moventesi nei solidi.

Le particelle moventisi nei gas sono le molecole: nei liquidi e nei solidi bisognerebbe ammettere l'esistenza di aggregati molecolari moventisi di massa persino di un migliaio di volte maggiore.

Nei metalli poi, questi aggregati molecolari dovrebbero avere massa più grande ancora.

L'associazione nei liquidi può manifestarsi, ma essa non può essere mai così accentuata come sarebbe richiesto per spiegare un aumento così rilevante della coesione.

Nei solidi il reticolo può essere molecolare o jonico

o atomico: le particelle vibranti sono quindi circa dello stesso ordine di grandezza di quelle degli altri stati d'aggregazione. La causa della diversità della coesione non è dunque da ricercarsi neppure nella diversità delle masse delle particelle costituenti i diversi stati d'aggregazione. *E quindi, in accordo con le formule per la coesione, non rimane che ascrivere le diversità coesive al diverso riempimento dello spazio da parte delle particelle moventisi.*

E un fatto, già citato, lo dimostra in modo certo: la indipendenza della coesione (resistenza alla trazione) nei solidi dal numero delle zone di attrazione. Si fa il medesimo sforzo a staccare da un pezzo solido lo spessore p. e. di 1 cm o di 1 dm o di 1 m purchè la superficie di rottura rimanga la stessa. Detto fatto secondo la teoria suesposta può manifestarsi solo per valori elevatissimi di r.

Quindi la causa della maggior coesione nei solidi non può che essere il valore elevato di r. Se noi esaminiamo l'ammontare dei termini attrattivi della tabella B, vediamo che per valori grandi di r il primo termine attrattivo è grandissimo rispetto agli altri che seguono. Questi ultimi sono di un ordine di molto inferiore e nei comuni calcoli essi sono trascurabili rispetto al primo. (Ecco la spiegazione del succitato fenomeno in apparenza ben strano: della indipendenza della resistenza dallo spessore nel senso della trazione). Potrebbe però darsi che la somma dei termini dopo il primo dia un valore non più trascurabile rispetto a quello del primo termine. Ciò potrà manifestarsi per una massa p. e. di 1000 gr (ammettiamo con circa 2.10^8 zone di attrazione) solamente se r si abbassa al valore di 10^{14}.

Il primo termine in questo caso sarebbe $1{,}592.10^{14}$ e la somma dei 2.10^8 termini susseguenti: $3{,}8778.2.10^8$. Quest'ultimo valore, per l'esattezza che le nostre misurazioni possono raggiungere non è del tutto trascurabile.

Se si esperimentasse poi con masse più grandi, l'influenza delle zone di attrazione susseguenti alla prima si farebbe più sensibile.

Nei comuni solidi non si è mai potuto constatare differenze nella resistenza alla rottura dipendenti dalla lunghezza del pezzo nel senso della trazione ([6]).

Per grandi masse come quelle astronomiche, in qualche caso, un'influenza si potrebbe manifestare. Ammettiamo che il modulo di riempimento lineare dello spazio per un solido oscilli intorno a 10^{32} a seconda della temperatura. Per tale valore di r il primo termine della coesione è $1{,}592.10^{32}$.

Il secondo termine è 4,93162 e gli altri vanno decrescendo fino a raggiungere un valore costante 3,8778.

Quale massa solida bisognerebbe rompere per trazione per constatare un aumento minimo p. e. di milionesimi nella resistenza? Occorrerebbero ben 10^{26} (z) zone o termini di attrazione. ($n = 2.10^{26}$ $n^3 = 8.10^{78}$).

([6]) Nelle mie esperienze che da anni eseguisco sulla resistenza dei solidi anisotropi non ho mai potuto constatare un fatto simile: lo constatai invece nei liquidi.

Ciò corrisponderebbe ad una massa di circa (7) gr 10^{56} (una massa di circa 10^{22} volte quella del sole).

Consideriamo ora i liquidi nei quali la coesione non è certamente così elevata come nei solidi. Il valore di r deve essere quindi (vedi tabella B) più basso che nei solidi. Ma allora dovrà qui manifestarsi il fatto di una coesione dipendente dalla quantità di massa su cui la si determina.

Dipende realmente la coesione nei liquidi dallo spessore? La misurazione della coesione incontra difficoltà a causa della reciproca mobilità delle particelle, ma il comportamento delle gocce e la resistenza allo strappamento di colonne liquide fanno supporre di sì. Da esperienze eseguite risulta che il peso di una goccia che si stacca dipende dalla grandezza dello zoccolo liquido che rimane. La resistenza allo strappamento di masse liquide dipende dal numero dei termini di attrazione.

Anche nei liquidi come risulta dalla tabella B, la prima zona ha azione intensa. C'è dunque anche qui uno sbalzo nel passaggio alla seconda zona.

Se r scende a valori più bassi, intorno ai 100 p. e., ci dovrà essere differenza sensibile nella coesione in rapporto alla variazione della quantità di materia, perchè il primo termine di valore 160 può essere sensibilmente influenzato dall'aggiunta di una nuova zona che apporta un aumento non inferiore a 3,8778.

Il comportamento del liquido, per cui esso si distingue nettamente dal solido, di assumere cioè la forma sferica quando esso venga sottratto dall'azione di qualsiasi forza esterna, si spiega brillantemente mediante i concetti suesposti. Quale causa rende mobili le particelle costituenti un liquido le une rispetto alle altre? Evidentemente agisce una forza la quale è capace di vincere l' attrazione reciproca fra particella e particella.

Dato che forze esterne non agiscono, detta forza dovrà essere di natura coesiva. Essa è, noi lo sappiamo, la pressione normale con la quale le particelle superficiali, non attirate verso l'esterno, comprimono la massa liquida sottostante. Detta forza (di valore circa uguale alla coesione) per poter deformare il liquido quando questo non è sferico, nel senso di cambiare la reciproca posizione delle particelle che lo costituiscono, dev'essere maggiore dell'attrazione agente tra due particelle vicine. Da ciò la necessità di ammettere che l'azione attrattiva si manifesti in modo sensibile anche fra particelle non immediatamente vicine. La pressione normale, essendo formata dalla risultante di tutte le forze attrattive delle particelle interne su quellla considerata, è naturalmente superiore alla sola forza d'attrazione agente tra due particelle vicine, ossia al solo primo termine della coesione.

([7]) Con approssimazione e a seconda della massa media delle particelle. Questa deduzione vale soltanto se si ammette che durante l'ammassamento si possa ridurre la pressione di un ammontare uguale all'aumento di coesione generato dall'ammassamento stesso. In caso diverso si produrrebbe un aumento del valore di r. Basterebbe allora un ammassamento minore per produrre lo stesso aumento della resistenza.

Non può essere che questa la causa del summenzionato comportamento del liquido.

Come abbiamo già visto non assumendo il solido, sottratto all'azione della gravità, la forma sferica: dobbiamo dedurre che l'azione attrattiva di una particella non vada oltre al primo termine, ossia che l'azione attrattiva fra particelle che non sono vicine, sia del tutto trascurabile, rispetto al valore elevato della forza agente tra particelle vicine. Diremo che la zona d'attrazione coesiva efficace nei solidi è monostratica. La forza normale che agisce sui solidi, prodotta dal monostrato superficiale, non può quindi spostare le particelle del solido le une rispetto alle altre è quindi non è capace di cambiare la forma del solido. Per poter far questo, la forza normale dovrebbe essere alquanto superiore al primo ed unico termine della coesione. Nei liquidi agisce invece una zona di attrazione coesiva efficace pluristratica.

Questi concetti spiegano anche brillantemente la possibilità di esistenza dei reticoli allo stato solido e l'impossibilità della loro esistenza nei liquidi e nei gas. Nei solidi il moto relativo di una particella rispetto ad un'altra non influenza per niente le particelle vicine perchè il secondo termine di attrazione e i successivi sono trascurabilmente piccoli. Nei liquidi invece non è così: il movimento di una particella influenza particelle anche lontane. Si aggiunge perciò al moto proprio oscillatorio di una particella rispetto ad una seconda l'influenza attrattiva di tutte le altre particelle che le stanno intorno e che sono mobili.

E il moto oscillatorio diventa quindi complesso; esso non è più ordinato ma avviene nelle più svariate direzioni. Il reticolo non può quindi esistere.

Se si esaminano i termini delle attrazioni per valori di r piccolissimi di poco superiori ad uno si osserva un fatto interessante: Nei casi fin qui esaminati i valori dei singoli termini di attrazione diminuiscono per le zone più lontane; per valori di r inferiori a 1,73305 si osserva invece un aumento del valore dei singoli termini. Ciò significa che le particelle p. e. della seconda zona esercitano una maggior attrazione sulla particella centrale che non quelle della prima zona. La terza zona agisce con più forza della seconda zona e così via. La coesione dunque, considerando l'azione di tutta una zona, aumenta con la distanza ([8]).

Questo fatto è di un'importanza enorme e spiega il diverso comportamento del gas rispetto agli altri stati d'aggregazione. Le particelle di una zona più lontana data la loro maggior pressione spostano quelle della zona immediatamente più vicina alla particella centrale.

In questo modo le particelle moventisi nel gas (che sono poi le molecole) cambiano il cubo di moto e ne risultano quelli spostamenti e quelli urti che sono la caratteristica dello stato gasoso.

A causa di questo fenomeno e a causa della bassa coesione il volume gasoso è facilmente deformabile ed espansibile. La facile comprimibilità dei gas è dovuta specialmente alla riducibilità del volume del corpo molecolare e solo in piccola parte a quella degli spazi intermolecolari.

Riassunto delle caratteristiche dei tre stati di aggregazione.

gas: le particelle cambiano continuamente il loro cubo di moto a causa del maggior valore dell'attrazione delle zone più lontane. I moti di una particella avvengono in tutte le direzioni perchè sono influenzati da tutte le altre particelle.

liquido: ciascuna particella conserva il proprio cubo di moto a causa del minor valore dell'attrazione delle zone più lontane. I suoi moti avvengono in tutte le direzioni perchè sono influenzati da tutte le altre particelle: il reticolo non è quindi possibile.

solido: ciascuna particella conserva il proprio cubo di moto. Il suo moto non è influenzato che dalle particelle della zona immediatamente vicina, perciò è possibile il reticolo con moti di vibrazione che sono provocati e diretti verso le particelle della I^a^ zona.

Parma - *Laboratorio di chimica del R. Istituto Tecnico.*

([8]) Le particelle di una zona vengono pressate verso l'interno con una forza, maggiore di quella che esse esercitano sulla zona immediatamente più centrale.



L'ISTITUTO SPERIMENTALE DEI METALLI LEGGERI

S. E. il Ministro Guarneri, accompagnato dal Consigliere Nazionale ing. Guido Donegani, Presidente della « Montecatini S. A. », visita le installazioni dell' Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri.



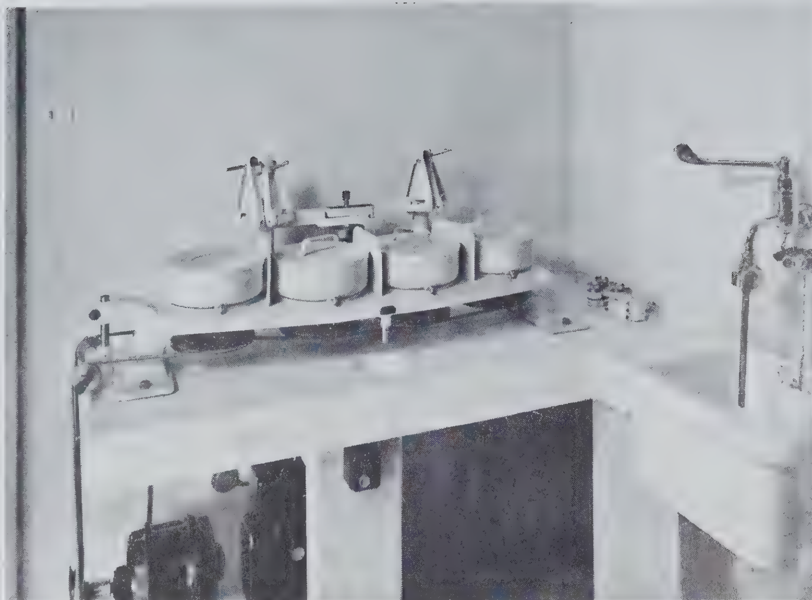
L' Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri, che ha iniziata la sua attività in questi ultimi mesi e ha trovato una sede particolarmente dignitosa e razionale nel nuovo palazzo della S. A. Montecatini in Milano, rappresenta il logico completamento della imponente organizzazione industriale italiana inteso a valorizzare, nell'alluminio, uno dei metalli strutturali più tipicamente e completamente autarchici.

L' idea di realizzare un grande centro di studi e di ricerche sull'alluminio e le sue leghe è sorta del resto da una necessità contingente, che un decennio di reale contatto con la pratica industriale aveva permesso di ponderare e di considerare sotto ogni possibile angolo di incidenza, e che l' orientamento ben preciso delle grandi organizzazioni estere affini rendeva particolarmente assillante.

Se il laboratorio di ricerche deve costituire infatti un elemento di primordiale importanza nel quadro organizzativo di una qualunque grande industria, esso costituisce una inderogabile necessità nel caso dell'alluminio.

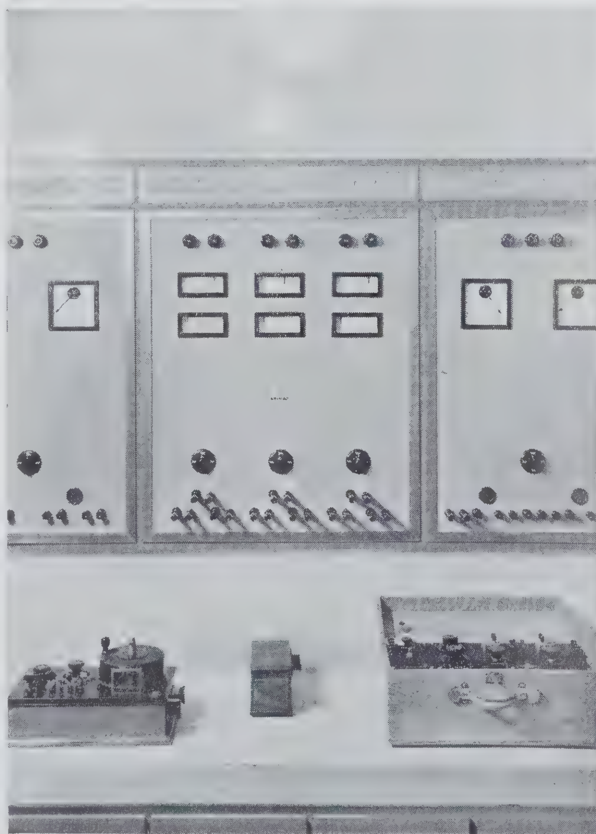
Sarebbe impossibile pretendere che tutti i casi complessi di applicazione del metallo leggero e dei suoi derivati diretti, che la sostituzione per

suo mezzo dei metalli d'importazione, che infine, le sue precise e minute norme di lavorazione e di impiego debbano o possano essere determinate nel modo migliore da chi impiega l'alluminio come impiegherebbe il bronzo, l'ottone od il ferro, dei quali è ormai tradizionale la tecnologia e abituale l'impiego. D'altra parte, se l'alluminio vuole e deve espandersi non può che spostare i materiali tradizionali da talune loro applicazioni o crearsi nuovi sbocchi per le sue intrinseche e peculiari proprietà.



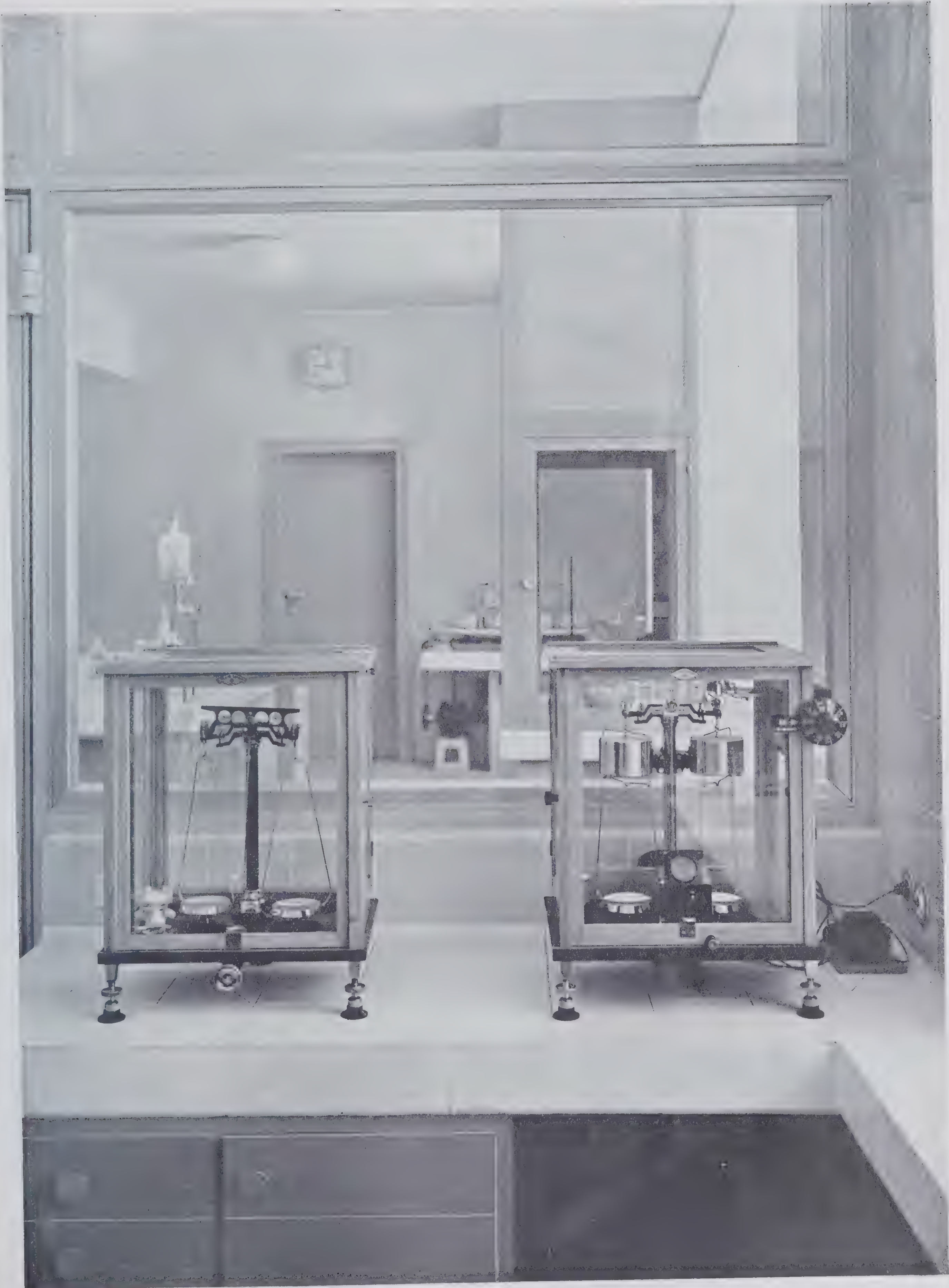
Nell'un caso e nell'altro, il consiglio, l'assistenza tecnica e le inevitabilmente onerose prove preliminari non possono che partire dai produttori; dall'unica organizzazione cioè, direttamente interessata *in solido* alla sana affermazione tecnica del suo prodotto.

I metalli leggeri, sia per il loro valore intrinseco relativamente elevato, sia per talune loro particolarità fisiche, chimiche e tecnologiche, richiedono d'altra parte un oculato calcolo inteso a sfruttarne al massimo le possibilità col minimo di spesa e, dall'altro, una serie di precise cognizioni relative ai metodi di lavorazione, ai trattamenti termici, alle modalità di fusione, di fucinazione ecc. Se a questo compito sono più o meno completamente preparate le grandi organizzazioni industriali con i loro stessi mezzi di indagine e con il loro personale tecnico, non è da sotto valutare la circostanza che l'alluminio e le sue leghe vengono impiegate con crescente interesse, e lo saranno molto di più nel futuro, da piccole e medie aziende o addirittura da artigiani che non dispongono, o dispongono in modo inadeguato, di attrezzatura di indagine e di controllo e di personale adatto come mentalità e preparazione tecnica, al non facile esercizio della ricerca.



Nella idea dei produttori italiani di alluminio, la costituzione di un grande Istituto dedicato esclusivamente al perfezionamento delle leghe leggere, dei metodi tecnologici ad esse peculiari e continuamente in contatto con le necessità immediate della pratica, poteva colmare la evidente lacuna insino ad oggi esistente in questo campo.

E' sorto così l'*Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri* al cui impianto hanno provvisto con la larghezza di mezzi, che la serietà dei compiti richiedeva, il *Gruppo Montecatini* e il Gruppo *Società Alluminio Veneto Anonima* attraverso la comune organizzazione Alluminio Società Anonima. Non sembra inutile notare, a chiarimento dello specifico compito che compete all'Istituto Sperimentale, come ciascuno dei due Gruppi fondatori disponesse già di completi ed efficienti laboratori di controllo presso i singoli stabilimenti, sicchè il nuovo Istituto, alleggerito a priori del gravoso compito di quotidiano controllo della produzione, può effettivamente dedicare tutti i suoi mezzi di ricerca,







tutto il suo personale e tutto il suo tempo al più vasto e complesso programma che più specialmente gli compete.

Non sembra fuor di luogo aggiungere come l'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri, rappresenti il primo esempio in Italia — e forse in Europa — di una organizzazione industriale che non abbia uno scopo diretto o indiretto di controllo o di ricerca interna, ma del quale invece, tutti i servizi siano a completa disposizione degli interessati alle applicazioni dell'alluminio e delle sue leghe.

L'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri comprende le seguenti sezioni:

Il reparto chimico analitico: dotato di ogni attrezzatura inerente alla chimica analitica dei metalli leggeri, ivi compresi i metodi spettroscopici, polarografici e potenziometrici.



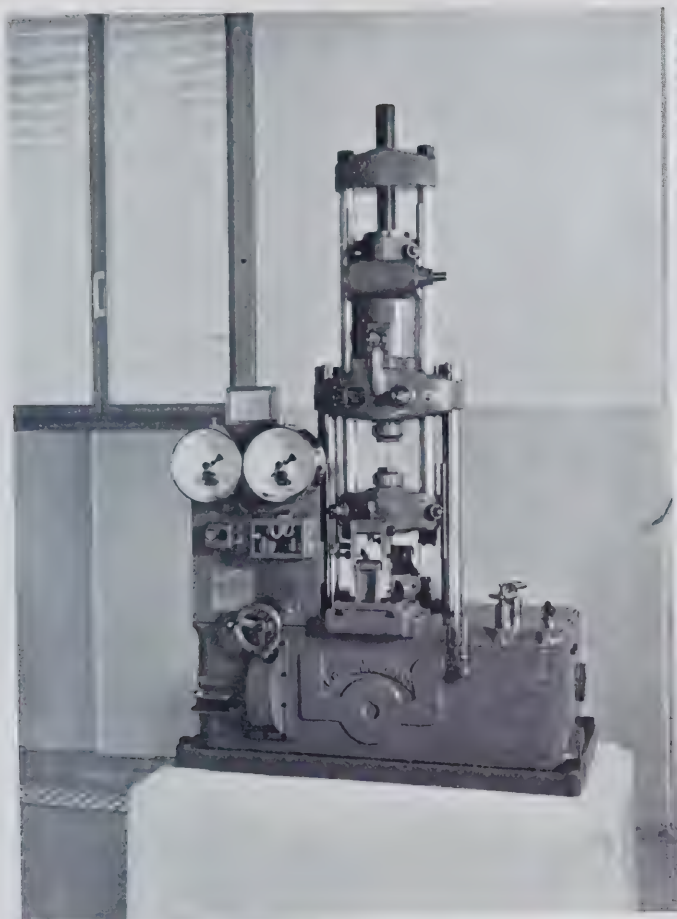
Il reparto macro e micrografico: dotato di due grandi banchi metallografici, di microscopi binoculari per l'esame delle fratture, di microscopi per l'esame dei preparati in trasparenza, in campo oscuro ed in luce polarizzata; del necessario corredo per la lucidatura dei campioni metallografici e per il rilievo fotografico delle micro e macrostrutture.

Al reparto è annesso un laboratorio fotografico dotato di tutti i più moderni mezzi tecnici per la riproduzione e l'ingrandimento dei fotogrammi.

Il reparto roentgenografico: dotato di una grande stazione di raggi X da 200 Kv. e di un apparecchio di 45 Kv. per la parte microstrutturale.

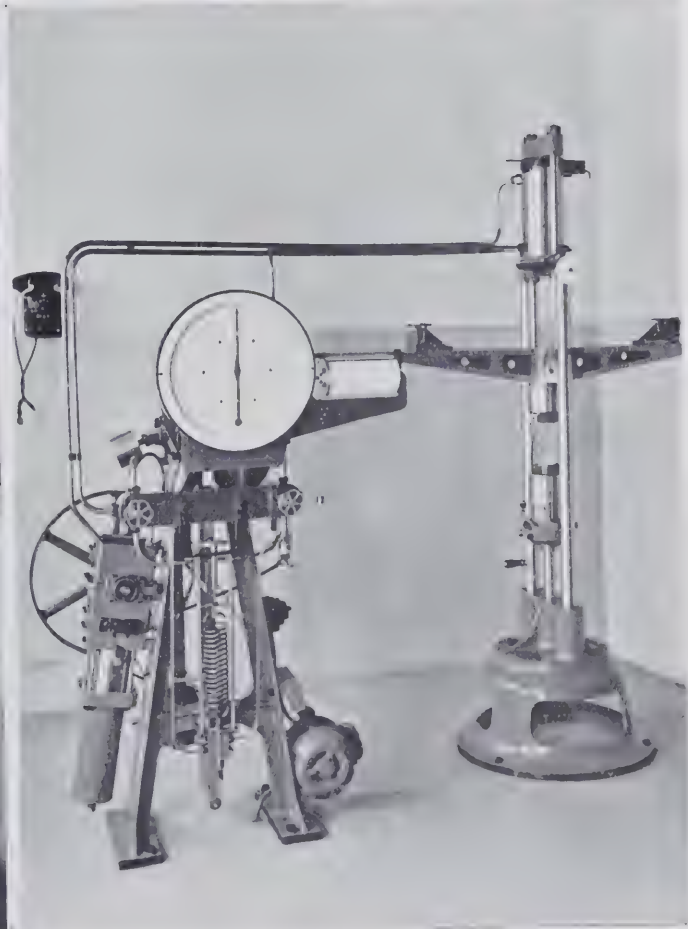
Il reparto prove fisiche: dotato di tutti i mezzi per lo studio delle caratteristiche fisiche ed elettriche dei metalli leggeri. In modo particolare questo reparto è dotato di modernissime attrezzature per il controllo della dilatazione termica dei metalli e per lo studio dilatometrico delle leghe.

Il reparto prove materiali: dotato di una macchina universale da 10 tonn., di una macchina per le prove di fatica a trazione ripetuta della potenza di 5000 kg., di una batteria di macchine per la prova di fatica a flessione rotante, di varie macchine per la prova della durezza secondo i sistemi Brinell, Rockwell e Vickers









di un macchinario per le prove di usura e di attrito, di speciali martelli-pendoli per le prove di resilienza sui metalli e dei dispositivi per le prove di flessione sul filo, lamiere e tondini.

Uno speciale impianto di termoregolazione permette l'esecuzione di prove di trazione, compressione e durezza a temperature superiori o inferiori alla normale.

IL REPARTO TRATTAMENTI TERMICI: dotato di una serie di forni di varie dimensioni e capacità. Alcuni di questi forni sono stati studiati espressamente per ottenere la massima precisione nelle temperature di prova, specialmente in vista dello studio della solubilità al solido nelle leghe di alluminio.

IL REPARTO FONDERIA SPERIMENTALE: dotato di forni elettrici per la fusione dell'alluminio e delle sue leghe e per la fusione di metalli refrattari.

Tutti i forni sono serviti di impianti potenziometrici perfezionati.

IL REPARTO CONTROLLO PIROMETRI: attrezzato con vari potenziometri di alta precisione per la taratura dei pirometri e delle coppie termoelettriche.

IL REPARTO OFFICINA MECCANICA: attrezzato con macchinario di alta precisione per la lavorazione delle provette di vario tipo impiegate nelle prove materiali, e per lo studio delle caratteristiche di lavorabilità.

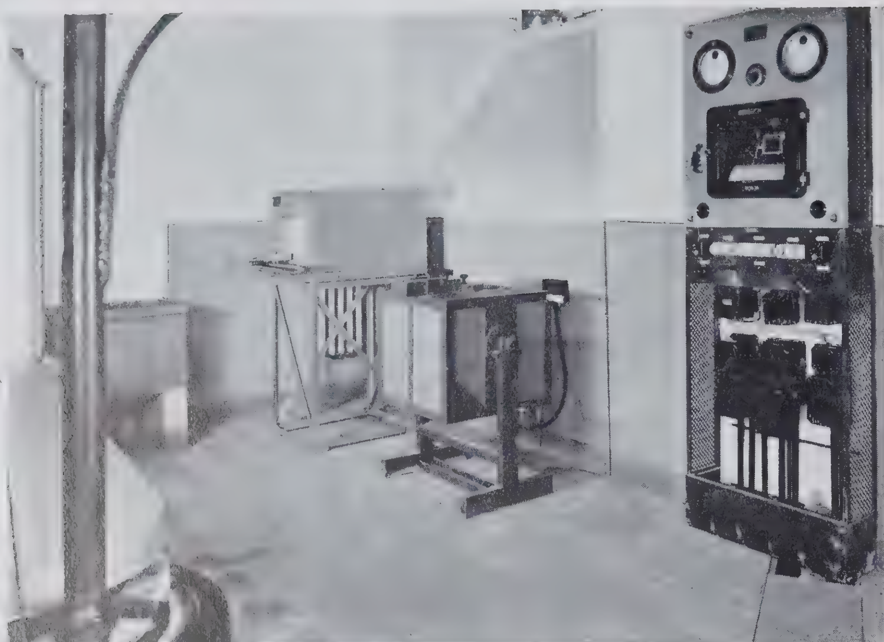
IL REPARTO PROVE DI CORROSIONE: attrezzato con tutti i più moderni attrezzamenti relativi alle prove di corrosione in nebbia salina, alle prove in soluzioni agitate e a quelle per immersioni alternate.

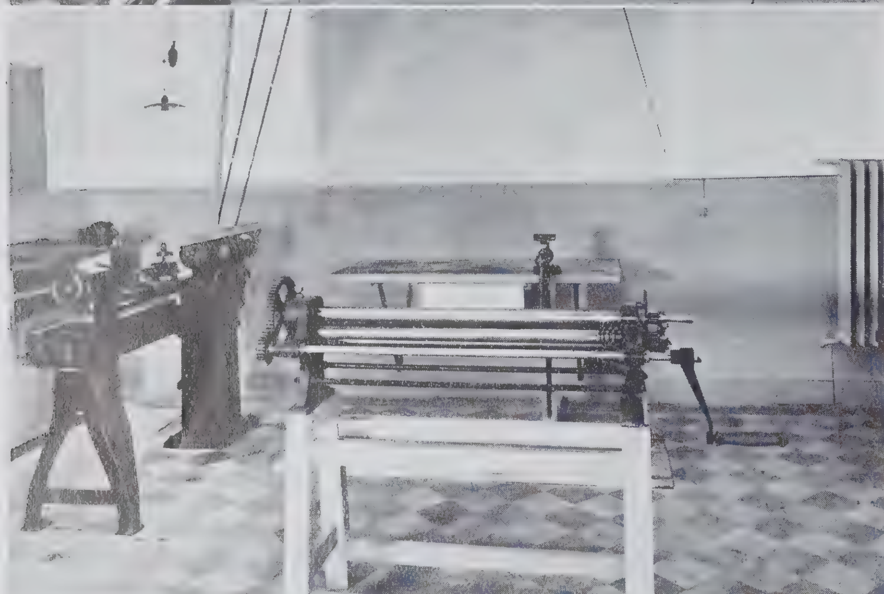
IL REPARTO SALDATURA: munito di vari posti di saldatura e di ogni mez-

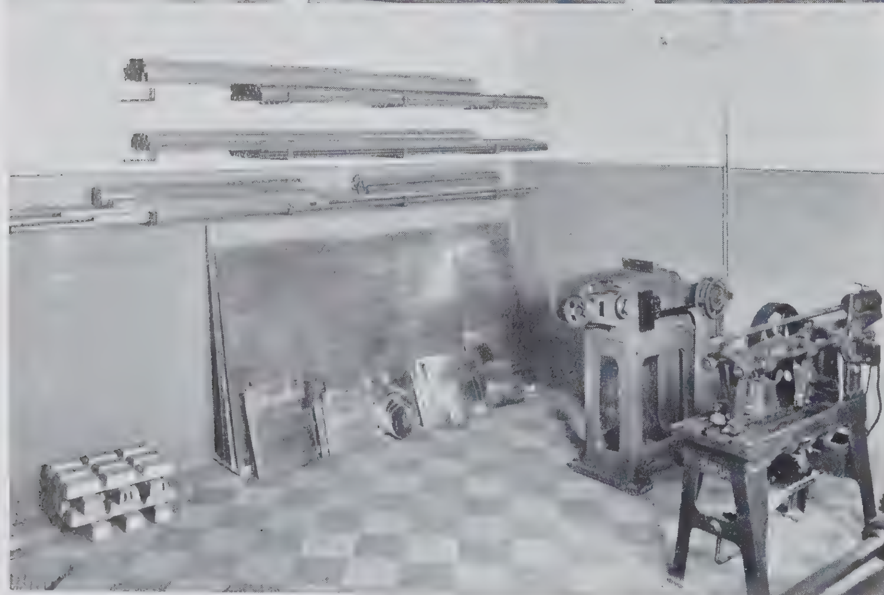












zo di controllo tecnologico ad essa relativo.

La biblioteca: comprende oltre un migliaio di volumi, raccolte di riviste, monografie, ecc., dedicate specialmente alla metallurgia ed alla metallografia, con particolare riguardo, naturalmente, ai metalli leggeri.

Il museo didattico: infine, raccoglie e coordina i campioni tipici delle materie prime impiegate nell'industria dell'alluminio, i vari tipi di leghe, gli utensili per la lavorazione ecc.

L'Istituto è fornito inoltre di una aula per lezioni e conferenze, dotata di apparecchi di proiezione epidiascopica e cinematografica.

Uno degli scopi più interessanti ed utili fra quanti si prefigge l'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri è quello di curare la compilazione e la pubblicazione di opuscoli e monografie che riflettano la divulgazione della tecnologia dei metalli leggeri o che si riferiscano a questioni tecniche o scientifiche di particolare interesse per la maggior conoscenza dei metalli leggeri stessi e dei metodi sperimentali relativi al loro studio.

Il primo volume edito dall'Istituto Sperimentale è uscito in questi giorni sotto il titolo di « *Tecnologia dell' alluminio e delle sue leghe leggere* » argomento questo specialmente importante, la cui più precisa conoscenza contribuirà non poco alla diffusione delle leghe leggere nel campo delle piccole e medie industrie meccaniche in ottemperanza alle precise direttive autarchiche stabilite dalle Superiori Gerarchie. A questo volume faranno seguito altre monografie di più particolare soggetto, alla cui compilazione stanno attendendo i tecnici specializzati dell'Istituto Sperimentale.



RIFERENDOCI alla notizia pubblicata nel precedente numero della nostra Rivista, e diffusa del resto attraverso un comunicato ufficioso alla stampa quotidiana, riteniamo interessante ed opportuno intrattenere i nostri lettori su alcune considerazioni di carattere tecnico, circa i vantaggi del bronzo di alluminio come materiale da monetazione.

Una lega da monetazione deve possedere un certo numero di caratteristiche speciali, non sempre — anzi molto raramente — contemporaneamente presenti in uno stesso materiale. In modo particolare una lega da monetazione deve lasciarsi laminare con facilità, coniare a freddo con perfetta resa dei particolari anche più minuti e non richiedere particolari limitazioni nella profondità dell' impressione, ma adattarsi nel modo più ampio possibile, all'effetto di bassorilievo voluto dall'artista.

Una moneta deve possedere una elevata resistenza all'usura, resistere all'attacco degli acidi grassi e dei sali comuni, e deve presentare un aspetto gradevole. E' da notare, per ultimo, come sia anche opportuno che le qualità peculiari della moneta, come il peso, il colore, la durezza, la sonorità ecc., non possano essere facilmente riproducibili anche con lo stesso materiale, se non con l'ausilio di mezzi industriali non alla portata di piccole officine o di privati.

Come è generalmente noto, pochissimi metalli puri rispondono praticamente a queste esigenze, ed anche fra le leghe non sono frequenti quelle che appaiono dotate del complesso di queste caratteristiche.

Il bronzo normale da monetazione (3,5% Sn), per quanto presenti una buona facilità di coniatura, appare scarsamente resistente alla corrosione ed all'ossidazione e si copre infatti di una patina di aspetto assai poco gradevole, dovuta alla formazione superficiale di sali di rame.





L'argento puro, come è ben noto, non si presta alla monetazione per la sua scarsa durezza, e viene infatti impiegata, in sua vece, una lega contenente del rame in un rapporto fisso, che era determinato, un tempo, da intese internazionali.

La lega di argento e rame, impiegata per la monetazione, per quanto presenti una durezza notevolmente superiore a quella dell'argento puro, difetta notevolmente di resistenza all'usura; ed infatti è facile verificare come le monete d'argento in circolazione, presentino una notevole usurazione, che si risolve in un arrotondamento dei bordi e del rilievo del conio, tanto più accentuato, quanto maggiore è il tempo di circolazione.

Bisogna anche notare come la resistenza all'ossidazione e all'annerimento della lega a base di argento sia molto relativa, dato che questo metallo è particolarmente sensibile alla aggressione determinata dai vapori di zolfo e specialmente dall'acido solfidrico, del quale l'atmosfera urbana e domestica è assai spesso inquinata.

Ma lo svantaggio maggiore che presenta l'argento come metallo da monetazione è la facilità con la quale esso può essere falsificato, sia mediante una lega d'argento a basso titolo, sia addirittura con una lega a base di metalli vili, opportunamente sbiancati in superficie e, in alcuni casi, perfino argentati.



Il nichel è certamente uno dei metalli che, allo stato di purezza, presenta le migliori caratteristiche come materiale da monetazione. Il suo colore inconfondibile, la sua resistenza all'usura ed alla corrosione, sono universalmente noti, e non è il caso qui di riparlarne.

Disgraziatamente però, il nichel viene prodotto solamente da alcuni Paesi privilegiati e la sua produzione è ristretta — praticamente — nelle mani di pochi organismi industriali. D'altra parte, il nichel rappresenta un prezioso elemento di alligazione per la siderurgia per cui, se pure la importazione non può essere assolutamente evitata, è tuttavia opportuno che questa venga ridotta al minimo possibile, sostituendo il nichel stesso con altri metalli di produzione autarchica in tutti i casi laddove ciò appare tecnicamente possibile.

Una preoccupazione di questo tipo, non disgiunta dal desiderio di rendere più economica possibile la lega per la fabbricazione delle monete divisionali, aveva indotto varie nazioni ad impiegare, per la monetazione, una lega rame-nichel in luogo del nichel puro.

La moneta italiana da 20 cent. coniata nel 1894 era composta, ad esempio, da una lega contenente il 75% di rame e il 25% di nichel (peso g 4; diametro mm. 21,5); questo conio venne sostituito nel 1908 con l'equivalente in nichel puro dello stesso peso e dello stesso diametro.



Nel 1918, venne nuovamente adottato, per i pezzi da 20 cent. il cupronichel, più tardi nuovamente ritirato (1).

Le monete da 50 cent. (peso g 6; diametro mm 24), quelle da 1 lira (peso g 8, diametro mm 26,5) e quelle da 2 lire (peso g 10, diametro mm 29), vennero invece coniate con nichel puro e sono oggi sostituite — o in via di sostituzione — dagli equivalenti pezzi coniati in acciaio inossidabile *acmonital*. (Tipo 18 : 8).

Una lega contenente il 75% di Cu e il 25% di Ni venne adottata ugualmente dall'Austria nel 1923; dalla Bulgaria nel 1888 e nel 1924; dalla Cecoslovacchia nel 1921 e nel 1924; dalla Danimarca nel 1920; dall'Estonia nel 1922; dalla Finlandia nel 1921, dalla Francia nel 1917; dalla Jugoslavia nel 1921; dall'Olanda nel 1906 e nel 1912, ecc.

Venendo ora al bronzo d'alluminio, notiamo come, se la composizione è opportunamente scelta, questo presenti un complesso di caratteristiche fisiche, chimiche ed estetiche che lo rendono del tutto paragonabile al nichel, nel caso specifico della coniazione di monete divisionali. Scelto opportunamente il rapporto di alligazione, la moneta di bronzo di alluminio presenta un gradevole colore dorato che si mantiene lungamente attraverso l'uso; la sua resistenza alla corrosione è inoltre senz'altro superiore a quella di qualsiasi altra lega a base di rame e perfino dello stesso cupronichel.

Il peso specifico del bronzo d'alluminio è inferiore di circa il 10% a quello del bronzo monetario normale e del nichel, la sua resistenza all'usura è notevolmente elevata ed infine, si lascia coniare con la più perfetta resa dei particolari.

In base a questi riconosciuti vantaggi, la zecca francese ha adottato fino dal 1920 il bronzo di alluminio contenente dall' 8,5% al 9% di alluminio per la coniatura di pezzi da 2 franchi, 1 franco e 50 cent. in sostitu-

---

(1) Nel 1894 venne introdotto per la prima volta in Italia un conio in cupronichel, e più precisamente il pezzo da 20 cent. che venne ritirato dalla circolazione nel 1910.

Nel 1902 venne introdotto il pezzo da 25 cent. coniato in nichel puro e che rimase in circolazione, assieme al precedente, sino al 1908; in quell'anno il pezzo da 25 cent. venne ritirato dalla circolazione e sostituito dal conio di nichel da 20 cent.

Durante la grande guerra i pezzi divisionali in nichel puro vennero completamente ritirati dalla circolazione per far fronte alle necessità belliche emergenti che richiesero formidabili quantitativi di nichel. Nel 1918 venne decisa una nuova emissione di pezzi da 20 cent. in cupronichel e i *flans* occorrenti vennero forniti direttamente dagli Stati Uniti d'America.

Dopo il periodo bellico, venne deciso di unificare la moneta divisionale da 20 centesimi adottando esclusivamente il nichel puro e più precisamente il conio già adottato nel 1908. Nel 1920 venne introdotto nella circolazione il pezzo da 50 cent., pure in nichel puro, nel 1921 quello da 1 lira e nel 1922 quello da 2 lire: tutti in nichel puro.

Nel 1935 il peso di nichel monetato in circolazione in Italia superava le 13.000 tonnellate.

zione dei biglietti sino allora in circolazione, riservando il nichel ed il cupronichel alla sola moneta divisionale spicciola da 25, 10 e 5 centesimi. Il bronzo di alluminio adottato per la monetazione francese, è risultato in pratica, adatto allo scopo quanto il nichel puro.

Circa l'aspetto dorato, caratteristico del bronzo di alluminio, può apparire interessante ricordare che la Commissione Ministeriale Belga, discutendo nel 1921 l'opportunità di adottare il bronzo di alluminio o il nichel per la fabbricazione delle monete divisionali, si mostrò particolarmente preoccupata dal fatto che il bronzo di alluminio presentava un aspetto troppo francamente tendente a quello dell'oro monetato e, pertanto, poteva ingenerare spiacevoli errori nella pratica.

Oggi, purtroppo, il pericolo, non è più di attualità per nessun Paese, ma l'affermazione resta tuttavia; ed è estremamente interessante per far rilevare quali caratteristiche di colore si possano ottenere dalla semplice alligazione di due metalli come l'alluminio e il rame.





L'esempio della Francia è stato seguito anche dalla Germania, la quale impiega attualmente per i pezzi divisionali da 5 e 10 pfenning, un bronzo contenente 8,5% di alluminio.

I bronzi binari di questo tipo presentano una certa difficoltà di produzione e sono senz'altro fuori dalle possibilità industriali delle piccole aziende per cui il pericolo di falsificazioni appare notevolmente ridotto.

Naturalmente, se questa constatazione non può preoccupare lo Stato, quando il bronzo di alluminio venga impiegato per la fabbricazione delle monete da 5 e 10 cent. la cui falsificazione non potrebbe essere, evidentemente, redditizia, è da notare come l'adozione del bronzo di alluminio possa servire tuttavia a evitare che un certo quantitativo di pezzi monetati venga sottratto alla circolazione per essere rifuso ed impiegato per altre applicazioni.



Grande medaglia a forte rilievo coniata in Xantal S.

Il bronzo di alluminio, presenta infatti una tecnica particolare di lavorazione e soprattutto non può essere adoperato mescolandolo con altre leghe di rame, che ne rimarrebbero inquinate per eccessiva fragilità del miscuglio risultante.

Questi vantaggi generali dei bronzi di alluminio binari, vengono ad essere completati ed armonizzati con altri non meno importanti, nel caso venga scelto per la monetazione un bronzo di alluminio di tipo complesso.

I bronzi di alluminio complessi presentano, se opportunamente studiati, una resistenza all'usura anche migliore dei tipi binari, una maggiore resistenza alla corrosione ed una colorazione ancor più francamente tendende all'oro. Ad esempio, il bronzo di alluminio normale della monetazione francese (8,5-9% di Al) possiede la caratteristica colorazione dell'oro verde; opportune variazioni del peso degli elementi di alligazione e l'introduzione di piccoli quantitativi di Mn, Zn e Ni (quest'ultimo in percentuali non superiori a 0,5% in peso) si è riusciti ad ottenere una lega che, oltre a presentare i vantaggi di indole meccanica e chimica del tipo binario, è dotata di un colore decisamente tendente a quello dell'oro zecchino, colore che si conserva a lungo nel tempo e può considerarsi, a tutti gli effetti, praticamente stabile.

Una lega di questo tipo è, ad esempio, lo Xantal S, elaborato in Italia da tecnici italiani, la composizione del quale corrisponde a quella sopra indicata e le cui caratteristiche allo stato di bandella o di dischetti (flans) ricotti sono le seguenti:

Carico di rottura	45- 50 kg/mm²
Allungamento	35- 50 %
Durezza Brinell	80-100 kg/mm²

In queste condizioni lo Xantal S si presta perfettamente alla coniatura di pezzi anche assai complicati, come le numerose prove condotte dall'Istituto Sperimentale Metalli Leggeri hanno potuto dimostrare.

D'altra parte, allo stato crudo lo Xantal S, raggiunge caratteristiche meccaniche estremamente elevate, e più precisamente le seguenti:

Carico di rottura	80- 90 kg/mm²
Allungamento	8- 10 %
Durezza Brinell	150-170 kg/mm²

ed è da notare come la coniatura eserciti una sensibile azione di incrudimento sul materiale, rendendolo più duro e resistente.

La durezza Brinell dello Xantal S allo stato ricotto, che abbiamo visto essere pari a 80-100 kg/mm², per quanto superiore alla durezza del bronzo normale monetario contenente 3,5% Sn ($H_B = 56{,}6$) è tuttavia inferiore a quella del nichel puro ($H_B = 117$) ed è più che sufficiente in ogni caso a fornire pezzi dotati del miglior rilievo senza, per questo, rendere precaria la durata nel tempo dei punzoni e delle matrici impiegate per la coniatura.

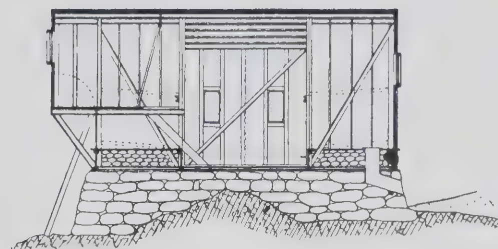
La scelta del bronzo di alluminio come metallo da alligazione da parte della R. Zecca, rappresenta quindi un ragionato e razionale miglioramento della pratica normale di monetazione ed è inoltre una nuova dimostrazione dell'interesse con il quale le Superiori Gerarchie seguono la diffusione dell'alluminio, in tutte le sue forme di alligazione, per essere questo il metallo autarchico tipico del nostro Paese.

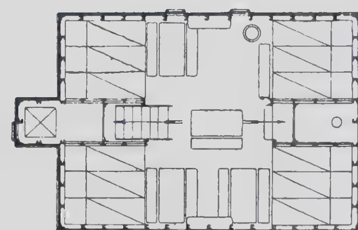
C. P.



NOTIZIARIO TECNICO







Un rifugio in duralluminio sul Monte Bianco

La più alta costruzione metallica del mondo

La costruzione di rifugi situati a grande altezza sembra aver trovato nei metalli leggeri i materiali più idonei. Sul Monte Bianco, a 4362 metri di altezza, è stato ricostruito, a cura del Club Alpino Francese, il rifugio Vallot, che dopo 30 anni di esistenza richiedeva una completa rifazione.

Gli affioramenti rocciosi nelle immediate vicinanze della sommità del Monte Bianco sono rari e poco estesi, il che ha imposto di sfruttare la piattaforma dell'antico rifugio.

La mancanza di sabbia e di acqua, una temperatura media di —16,7°C e una pressione di 448 mm di mercurio, hanno fatto scartare un primo progetto di costruzione secondo i sistemi abituali, che avrebbe importato una spesa di trasporto di 100.000 franchi per il materiale occorrente per la costruzione del solo rustico.

Il progetto adottato comprende un'ossatura di duralluminio del peso di circa 2 tonn., senza fondamenta e ancorata mediante due cassoni contenenti circa 4 m³ di granito, fornito dalla demolizione dei muri di protezione dell'antico rifugio, per un peso complessivo di circa 15 tonn.

Quest'ossatura è stata bullonata mediante bulloni d'acciaio ricoperti di vernice di alluminio: isolazione questa che, nelle speciali condizioni atmosferiche locali, dovrebbe essere sufficiente ad impedire corrosioni di contatto tra l'acciaio e l'alluminio. I pannelli di rivestimento, bullonati anch'essi nel modo descritto, sono composti di materiale isolante (*Isorel*) e rivestiti di lamiere in duralluminio, sia all'interno che all'esterno.

E' interessante esaminare come è stato organizzato il trasporto del materiale impiegato nella costruzione.

Un accurato studio delle condizioni ambientali e dei possibili mezzi di trasporto ha permesso, mediante l'impiego della ferrovia a cremagliera Le Fayet-Le Nid d'Aigle, e mediante due tratti di funivia, di ridurre il trasporto a spalla a soli 545 m di dislivello.

Il costo del trasporto, escluso quello eseguito per ferrovia, è risultato

Preparazione dei materiali.

Pannello di riempimento.

Trasporto della scala.

di:

2 Fr. per Kg.
(trasporto per funivia) Fr. 12.080

3 Fr. per Kg.
(trasporto a spalla) » 18.120

totale Fr. 30.200

Il peso dei singoli colli da trasportarsi era di circa 20-30 kg, esclusi quattro profilati in duralluminio del peso di circa 70 kg ciascuno.

Le operazioni di montaggio sono state molto facilitate dalla possibilità di poter usufruire dell'ospitalità dell'Osservatorio Vallot, che trovasi nelle immediate vicinanze del rifugio.

L'acclimatazione a grande altezza degli operai montatori, venuti dalla pianura, ha richiesto parecchi giorni, durante i quali si è provveduto alla classificazione e alla preparazione del materiale, in modo da ridurre al minimo il tempo necessario al montaggio vero e proprio.

Il lavoro fu iniziato con la messa in opera dei due cassoni di ancoraggio ai quali fu fissata l'armatura.

Le pareti laterali furono montate prima del tetto per evitare lo scoperchiamento di quest'ultimo da parte del vento.

Il riscaldamento del rifugio verrà fatto a gas propano, che potrà essere agevolmente trasportato in bombole di duralluminio del peso di soli 4 kg. per un contenuto di 10 kg di gas.

Montaggio dell'ossatura.

Sezione trasversale.

U de 110 × 50

Sezione di un pannello di rivestimento.

Deposito dei materiali all'osservatorio Vallot.

Trasporto di un profilato del peso di 77 kg.

L'ossatura completamente terminata.

Montaggio del rivestimento esterno in alluminio.

Un Convegno nazionale per l'applicazione dell'alluminio, del magnesio e delle loro leghe

Per iniziativa della Mostra delle Invenzioni e sotto gli auspici del Consiglio Nazionale delle Ricerche è stata stabilita la data del Convegno in cui verranno discusse le possibilità di sempre più vaste applicazioni dei metalli leggeri e delle loro leghe nei vari settori dell'attività nazionale.

Tale Convegno si svolgerà nei giorni 6, 7 e 8 settembre a Milano, nel Teatro del Palazzo dell'Arte al Parco presso la Mostra delle Invenzioni (telefoni 12850 - 12990 - 88133).

Com'è noto, la tecnica moderna tende a una sempre più integrale applicazione dei metalli leggeri; d'altra parte il nostro Paese, coi suoi giacimenti di bauxite, e con quelli non ancora sfruttati di leucite, è nella migliore condizione per occupare uno dei primi posti nella classifica mondiale della metallurgia leggera. Il problema è di ampliare al massimo il campo d'impiego di questi metalli di cui siamo ricchi in confronto a quelli che invece scarseggiano o hanno insostituibili applicazioni belliche.

L'idea del Consiglio Nazionale delle Ricerche è di avvicinare i tecnici che si occupano della produzione dei metalli leggeri ad altri tecnici, interessati invece al loro possibile consumo, allo scopo di discutere sui più importanti e urgenti problemi della metallurgia che personalmente essi abbiano intravisti, o si siano posti o intendano porsi per ricercarne la soluzione più idonea. Si tratta quindi di impostare su un piano di collaborazione nazionale il problema dell'applicabilità dell'alluminio, magnesio e loro leghe, e di fare il punto dei risultati già raggiunti.

L'intervento dei rappresentanti delle Corporazioni, dei vari Ministeri e di tutti gli Enti di Stato interessati alla razionale organizzazione della produzione nazionale, darà un valore decisivo a queste riunioni, le quali saranno presiedute da S. E. Badoglio e si terranno, pure, nel Teatro del Palazzo dell'Arte al Parco, in Milano, nei giorni 6, 7, 8 settembre.

Ogni giornata verrà aperta da una breve relazione; quindi la parola sarà lasciata liberamente ai convenuti che potranno proporre le domande che serviranno ad inquadrare il problema in discussione che riterranno più opportuno, partecipando in tal modo a una specie di spontaneo colloquio collettivo che sarà integralmente messo a verbale.

Per volontà personale del Maresciallo d'Italia Pietro Badoglio, una giornata sarà dedicata allo studio del problema concernente l'applicazione dei metalli leggeri alle Forze Armate.

* * *

Il commento balza evidente dopo le premesse iniziali e dai concetti informativi cui s'ispira il Convegno, il quale coi suoi lavori verrà ad esaurire gli aspetti fondamentali del tema.

Ma è bene aggiungere e porre bene in evidenza che tale Convegno verrà a riunire tutte le forze industriali tecniche e chimiche interessate all'alluminio, al magnesio e alle loro leghe, e che particolare risalto sarà dato al problema del magnesio, oggi in primissimo piano nel Paese, sia dal punto di vista tecnologico, coi nuovi impianti entrati o che stanno per entrare in funzione da Bolzano ad Aosta, come da quello della sua importanza decisiva per le leghe ultraleggere.

Esso è organizzato dallo speciale Comitato composto dalla Direzione della Mostra, dalle categorie interessate, da enti corporativi, personalità industriali e politiche; e ad esso pervengono già da tutta Italia adesioni, plausi, richieste di informazioni.

Le iscrizioni per le relazioni sono accettate fino alla sera precedente l'apertura del Convegno, e cioè fino al 5 settembre, ma si gradirebbe averne il titolo, sommario e possibilmente il testo, in precedenza onde preparare le relazioni stese a stampa

Intanto è indetta per i prossimi giorni una riunione del Comitato, nella quale si discuteranno le particolarità del programma.

Nuove applicazioni del processo «Alumilite»

Vengono segnalate sempre più vaste applicazioni del processo di ossidazione anodica « Alumilite » nel campo automobilistico e dei trasporti in genere.

Negli Stati Uniti si è molto estesa la produzione di pistoni alumilitati di cui riportiamo, nella tabella 1, la quantità annua prodotta, accanto a quella totale dell'alluminio ossidato, dall'anno 1933 al 1937.

Anni	Pistoni Alumilitati (t)	Alumilite (t)
1933	—	1800
1934	56,7	2700
1935	567	4530
1936	1179	7711
1937	1134	8164

Si noti che la Soc. Ford ha preso la licenza per il trattamento dei pistoni nel 1938 e quindi nella tabella non si è tenuto conto della sua produzione. Tutte le principali Compagnie automobilistiche e Ditte produttrici di pistoni usano in genere applicare il processo di ossidazione anodica alla lega d'alluminio nota anche in Italia sotto il nome LO-Ex; la presenza di una notevole percentuale di silicio, conferisce a questa lega un basso coefficiente di dilatazione termica; dall'analisi chimica di tale lega risultano le seguenti percentuali dei componenti:

Rame	0,9%
Ferro	1 %
Silicio	14 %
Magnesio . . .	1 %
Nichel	2,5%
Alluminio	differenza

Nella Norvegia è utilizzato l'alluminio alumilitato e colorato in bleu per l'equipaggiamento interno di tutti gli autobus (circa 120) che fanno servizio tra le città situate lungo il mare con lo scopo di difendere tali parti metalliche dall'attacco dell'aria marina. Questa applicazione ha avuto un risultato soddisfacente ed ha portato ad una differenza totale in peso di 1800 kg tra la costruzione in alluminio e quella in acciaio.

Nel Belgio è stata prevista l'ossidazione di 100 vagoni della Società dei Vagoni Letto; una parte di tali lavori, affidati alla S. A. Alumilite Belge è già stata eseguita in modo soddisfacente e senza che si siano incontrate gravi difficoltà nell'ossidazione dei vari pezzi.

Riportiamo infine una tabella riflettente il continuo aumento del numero di bagni per ossidazione anodica, in Germania dall'anno 1932 al 1938.

Anni	Numero dei bagni	Capacità in litri
1932	4	5000
1933	7	8000
1934	28	23100
1935	94	120100
1936	165	208200
1937	282	309000
1938	388	437200

S. An.

NOTIZIARIO ECONOMICO

IL RECUPERO DELL'ALLUMINIO SECONDARIO AGLI STATI UNITI ED I SUOI INSEGNAMENTI

Nell'economia dei metalli la produzione di secondario può avere, in circostanze favorevoli, un'importanza non trascurabile, talvolta anche di primo piano per l'andamento dei prezzi del primario e di conseguenza per la sua produzione.

Ciò dipende, come si intuisce, da un lato dal rapporto esistente e via via mutantesi fra l'offerta del primario e l'offerta di metallo secondario sul mercato; dall'altro dal volume della domanda la quale ben di rado è specifica per ciascuno dei due tipi di metallo, fondendosi di solito in schede di richiesta che indifferentemente si rivolgono al primario o al secondario.

Il volume dell' offerta del secondario, in raffronto al primario dipende in primo luogo dalla produzione del primario *attuale*, come termine di raffronto, nonchè *passata* in una determinata epoca anteriore a quella osservata e quindi dalla lunghezza del periodo nel quale il primario viene impiegato, o come meglio si direbbe, « investito » negli usi cui il metallo fu destinato. Poi dalla maggiore o minore sua conservabilità nel tempo: in funzione a sua volta della affinità chimica del metallo considerato con l'ossigeno dell'aria o con altri elementi chimici; dalle possibilità di ricupero del metallo dagli usi cui venne destinato e di conseguenza, come sottospecie di quest'ultima preposizione, dall'essere stato, il metallo primario, in un primo tempo, impiegato puro od in lega, e pertanto dalla possibilità di scindere questa negli elementi componenti. Se questa possibilità non esiste, evidentemente la lega ha in certo modo un mercato a sè, ricollegato economicamente col mercato del primario o dei primari che essa abbraccia: ma la sua influenza sui prezzi di questi è non più diretta, ma indiretta.

Tutti questi elementi, e con peso tale da giovare all'offerta di secondario in raffronto a quella di primario, esistono per il ferro e per i principali metalli non ferrosi; il cui andamento dei prezzi pertanto dipende a volte, come si è detto, in modo decisivo, dall'offerta del secondario; ed in ispecie quando, durante le fasi di depressione economica, la domanda ripiega le sue ali e percentualmente l'offerta di secondario guadagna terreno nei suoi confronti.

Ultimo nato fra i principali metalli non ferrosi l'alluminio comincia già ad offrirsi, come secondario, in quantità non trascurabile per il primario stesso. Il rapidissimo aumento nella produzione di alluminio primario, specialmente negli ultimi anni, congiunto ad un ciclo di investimento relativamente lungo, attenua quest'importanza per ragioni evidenti. Ciò non toglie però che nei principali mercati mondiali (e soprattutto agli Stati Uniti) molto si sia fatto negli ultimi tempi per incrementare e regolarizzare l'offerta di secondario con opportune provvidenze per la raccolta dei rottami, la loro cernita, la loro fusione ed eventuale purificazione e via dicendo. Quanto viene fatto agli Stati Uniti precorre in certo modo quanto verrà fatto in altri mercati ed anche in Italia: sicchè considerare alcuni dati pubblicati a questo riguardo può avere, per il nostro Paese, non trascurabile significato.

* * *

Agli Stati Uniti, fino ad una certa epoca, l'offerta di rottami di alluminio dipendeva esclusivamente dal tenore di metallo puro del materiale di ricupero; vi era in esso una quasi costante omogeneità (92% di Al., più l' 8% di Cu) e si aggiungeva ai rottami, al momento della fusione, una certa percentuale di alluminio puro per aumentare il tenore medio di metallo della massa da riutilizzare.

Allorchè (in un secondo tempo) il primario fu costituito, in percentuali sempre crescenti, di leghe di alluminio (con rame, nichelio, manganese, silicio, piombo, stagno, titanio e magnesio) l'utilizzo dei rottami di queste fece sorgere il grave problema di un economico trattamento metallurgico per ogni caso considerato.

Alcune industrie che erano particolarmente interessate nella produzione di secondario, si organizzarono, perfezionando i metodi di raccolta (notevoli masse di rottami per attuare una razionale cernita qualitativa) e di fusione (con propri laboratori chimici per l'adeguato trattamento delle varie leghe).

Però per mettere questa industria su più larghe basi, occorreva potenziare la produzione anche presso le industrie che erano tecnicamente meno attrezzate.

Intervenne allora l' « *Aluminum Research Institute* » che promosse il perfezionamento dei metodi di raffinazione e, in collaborazione con la « *National Association of waste material Dealers* » (Associazione nazionale contro gli sprechi di materiali e di materie prime), cercò di standardizzare le leghe più comunemente usate dalle fonderie di alluminio, pubblicando un *Elenco degli standards dei rottami*, accettato da tutta l'industria nazionale dell' alluminio. Inoltre, allo scopo di facilitare sempre più il consumo, l'Istituto si fece promotore della standardizzazione dei metodi di analisi e dei tipi dei prodotti ottenuti, specialmente per le leghe, anche per eliminare divergenze, nelle contrattazioni, sulle caratteristiche del prodotto. E' del 1932 la pubblicazione, e la larga diffusione fra gli interessati, delle *Norme sui metodi standard di analisi*. Più recentemente è stato compilato dall' Istituto il seguente elenco di *Vari tipi di leghe di alluminio secondario, con caratteristiche fisiche standard*:

TABELLA 1.

Classificazione dell'«Aluminum Research Institute» di alcuni tipi di alluminio e leghe di alluminio

	Rame	Silicio	Ferro	Zinco	Alluminio	Carico di rottura	Allungamento	Rottura
ARIa n. 1	6,5-7,5	-1,5	-1,0	-1,0	Rimanente	19.000	3 %	60
SAEb n. 36	7,0-8,5	1,0-1,5	0,8-1,4	-1,0	»	19.000	1-3 %	
ASTMc B.	7,0-8,5	1,0-1,5	0,8-1,2	-0,2	»	19.000	3 %	
ARI n. 2	7,0-8,0	1,0-3,0	-1,2	-1,75	»	20.000	1 %	65
ASTM C.	6,0-8,0	1,0-3,0	-1,3	-2,0	»	19.000	1 %	
ARI n. 3	6,0-7,5	1,0-3,0	-1,5	-2,5	»	21.000	1 %	70
SAE n. 33	6,0-8,0	-2,0	-1,5	-2,5	»	19.000	1-2,5%	
ARI n. 4					+ 99 %			
ASTM 99%					+ 99 %			
ARI n. 5					+ 98,5%			
ARI n. 7	-0,4	4,5-6,0	-0,8	-0,2	Rimanente	18.000	3 %	45
SAE n. 35	-0,4	4,5-6,0	-0,8	-0,2	»	17.000	3 %	
ASTM J	-0,4	4,5-6,0	-0,8	-0,2	»	17.000	3 %	
ARI 13% Si	-0,3	12-13	-0,8	-0,2	»	24.000	5 %	50
SAE n. 37	-0,3	12-13	-0,8	-0,2	»	24.000	4 %	
ASTM K	-0,15	12-13	-0,8	-0,1	»	24.000	5 %	

(*) *libre per pollici quadrati.*

con il vantaggio di poter fornire alle industrie consumatrici prodotti di secondario che, fusi, mostreranno le precise proprietà fisiche indicate in tabella 1.

Gli studi per il perfezionamento dei metodi di raffinazione sono in continuo svolgimento e già si annunciano nuove interessanti pubblicazioni.

Attualmente può dirsi che in America l'alluminio secondario, raffinato con metodi scientifici, possa in media essere utilizzato in tutti gli impieghi, in parallelo col metallo primario.

* * *

Risultano evidenti i risultati raggiunti con questa organizzazione: il citato istituto ha pubblicato i dati relativi alle produzioni di secondario e di primario per il venticinquennio a tutto il 1937:

TABELLA 2.

Produzione di alluminio primario e secondario negli Stati Uniti (t)

Anni	Alluminio primario	Alluminio primario	Secondario/primario
1913	21.446	5.000	19%
1914	26.297	4.102	16%
1915	41.053	7.711	19%
1916	52.213	17.509	33%
1917	58.095	14.606	25%
1918	56.575	13.657	24%
1919	58.277	16.956	29%
1920	62.616	14.062	22%
1922	33.400	8.074	33%
1921	24.736	14.778	44%
1923	58.359	19.323	33%
1924	68.296	24.494	36%
1925	63.557	39.917	63%
1926	66.854	40.098	60%
1927	74.212	41.913	56%
1928	95.503	43.364	45%
1929	103.409	43.850	42%
1930	103.891	35.018	34%
1931	80.534	27.488	34%
1932	47.577	21.773	46%
1933	38.613	30.351	78%
1934	33.647	42.094	125%
1935	54.112	46.568	86%
1936	102.028	46.659	45%
1937	132.760	56.679	42%

Le due suddette produzioni seguono negli Stati Uniti nel dopoguerra un andamento ascensionale, con due avvallamenti in corrispondenza degli anni 1921/2 e 1933/4. Mentre il contrarsi della produzione totale nel secondo caso rientra nel quadro generale della crisi economica, *la diminuzione del 1921/2 può essere messa anche in relazione con le particolari circostanze di questo mercato*: per la mancanza di qualsiasi controllo sulla produzione non si potè frenare la caduta subitanea dei prezzi; l'industria nazionale non fu per parecchi anni — sino al 1927 — sufficientemente protetta da dazi adeguati contro la concorrenza in paese dell'alluminio straniero; comunque era riluttante a stabilizzare i propri prezzi sul livello di quelli esteri, con conseguente miglior utilizzo della produttività in Europa (diminuzione nel 1921 della produzione effettiva del 20% in Europa e del 50% negli Stati Uniti); il consumo d'alluminio da parte dell'industria automobilistica (60% del totale) fu abbastanza forte da permettere al prezzo di esercitare decisiva influenza sulla elasticità della domanda.

Intanto, fra una crisi e l'altra, e negli ultimi anni, *la situazione del primario è influenzata da nuove possibilità di collocamento sul mercato attraverso le ricerche di laboratorio; dall'astenersi dell'industria americana da accordi internazionali circa la fissazione dei prezzi; da migliori rapporti fra domanda, investimenti, produzione e costi nel* 1926/9; dal diffondersi dal 1934 in poi, *di speciali leghe*, usate specialmente nella difesa, ecc.

Parallelamente (1921/4) *il ricupero di rottami per la formazione di secondario* è stato pari al 30-40% della produzione di metallo primario. Ascese poi (1925) al 60% e restò a quel livello per qualche tempo (sino al 1928) quando un sensibile

aumento nella produzione di metallo vergine ridusse la percentuale. Nel 1934, per la prima volta, il volume del secondario superò di un quarto quello del primario (rapporto del 125%), per quanto in cifra assoluta l'aumento sia stato assai minore. Comunque cominciava a farsi sentire l'effetto della migliorata tecnica dell'industria del secondario. Nell'ultimo triennio poi, mentre il primario ha potenziato la sua produzione (leghe, usi bellici, più vaste utilizzazioni industriali) il secondario, dopo una breve pausa ha potuto seguire ad una certa distanza l' andamento del primario, per le nuove possibilità di trattamento dei rottami di leghe leggere. *Si è ormai raggiunta, col secondario, la metà della produzione del primario* (mezza tonnellata di rottami utilizzati per ogni t di metallo primario consumato).

Questi evidentissimi progressi raggiunti agli Stati Uniti dall'alluminio secondario, sono indizio di quanto si è ottenuto in altri paesi produttori, per i quali mancano dati statistici, nonchè, per le ragioni dette all'inizio di questo articolo, ***di quanto si potrà in futuro ottenere per il rapido accrescersi nel tempo della offerta del primario e l'eventuale raccorciarsi del ciclo di investimento anche in mercati a più arretrato sviluppo.***

Notizie comunicate dall' Ufficio Studi della S. A. Montecatini

R E C E N S I O N I

F. Halla - **Kristallchemie und Kristallphisick metallischer Werkstoffe** - Un volume rilegato in tela di cm. 23 x 16, di pp. XVI-308, con 205 figure nel testo - Ediz. Johann Ambrosius Barth - Lipsia.

L'Autore si propone con questo lavoro di fornire agli studiosi e in special modo a coloro che si avviano allo studio della metallurgia, una raccolta chiara e completa di tutte le notizie che aiutino a risolvere i problemi che si possano loro presentare.

Intenzione sua era di fare quasi un manuale, così egli dice nella prefazione; ma io però credo che questo scopo non sia stato completamente raggiunto poichè il lavoro si presenta piuttosto sotto forma di trattato.

Il volume è diviso in tre parti, a loro volta suddivise in capitoli contraddistinti da lettere alfabetiche.

Nei primi tre capitoli l'Autore riassume tutte le principali notizie riguardanti le elementari proprietà fisiche e chimiche dei metalli. Nel capitolo D spiega i diversi tipi di reticoli cristallini, la natura delle particelle reticolari e il numero di coordinazione.

In E considera le diverse specie di legami che uniscono gli atomi e brevemente cerca d'interpretare quanticamente lo stato metallico; F è particolarmente dedicato al fenomeno di cristallizzazione e quindi alle diverse strutture interne che si possono presentare a seconda delle condizioni in cui avviene il processo.

In G parla della diffusione delle sostanze solide e gasose nei metalli, accennandone l'importanza nei processi metallurgici e riportando le teorie che la interpretano.

Il capitolo H che è uno dei più interessanti e completi, tratta delle deformazioni a cui i reticoli cristallini vanno soggetti sotto l'influsso di determinate cause; spiega le proprietà fisiche e le applicazioni pratiche dei metalli a reticolo deformato.

In J si occupa in modo esteso e chiaro della ricristallizzazione, di tutti i fattori che la influenzano, delle teorie che la riguardano. I due capitoli successivi sono riservati alle proprietà termodinamiche e l'M a quelle anisotrope e in modo speciale alla conducibilità termica, elettrica, ai fenomeni termoelettrici e alle proprietà magnetiche dei metalli.

In N si considerano i fenomeni che avvengono in determinate condizioni alla superficie dei metalli e precisamente l'emissione di elettroni, la piroforicità, la solubilità dei gas e la formazione di pellicole.

Nella seconda parte del lavoro l'Autore si occupa dei sistemi a più componenti ed esattamente dei sistemi binari, accennando solo brevemente ai ternari.

Il capitolo A è dedicato alle fasi che si possono presentare in un sistema binario. Dopo aver parlato nel capitolo B dei reticoli cristallini delle leghe, nel successivo considera alcune proprietà dei composti intermetallici. In D spiega la natura del legame chimico che permette la formazione di composti fra metalli. In E si occupa ampiamente delle soluzioni solide.

In F espone ed applica la regola di Hume-Rothery, spiegandola anche quanticamente. Studia inoltre il reticolo cristallino e le principali caratteristiche dei composti intermetallici, suddividendoli in cinque gruppi.

Il capitolo G è riservato alle proprietà fisiche dei composti intermetallici.

La terza parte del libro che è anche la più breve, comprende tre capitoli che trattano delle reazioni che hanno luogo nelle fasi solide delle leghe. L'Autore distingue due tipi di queste reazioni: le reazioni che avvengono a tutte le temperature con grande velocità, per le quali cioè gli atomi si spostano in direzioni geometricamente determinate per traslazioni e le reazioni dovute alla diffusione degli atomi, dipendenti quindi dalla concentrazione.

Il volume termina con una accurata raccolta di dati bibliografici e con un indice della materia.

Nulla da ridire per quello che concerne la stampa e le fotografie; anzi il libro si presenta in un'elegante veste tipografica.

M. Monticelli

TABELLE STATISTICHE

ITALIA - Produzione di alluminio greggio

(Secondo le rilevazioni della Federazione Nazionale Fascista degli Industriali Metallurgici)

Periodo	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938	1939
	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.	kg.
Gennaio	349.883	681.031	756.258	702.524	381.198	1.126.541	690.180	1.745.276	1.420.731
Febbraio	290.777	596.807	456.737	532.817	319.772	898.107	650.729	1.519.969	1.351.375
Marzo	506.975	632.959	577.644	790.979	516.340	1.091.810	903.999	1.757.121	1.750.471
Totale 1º Trimestre	1.147.635	1.910.797	1.790.639	2.026.320	1.217.310	3.116.458	2.244.908	5.022.366	4.522.577
Aprile	875.018	852.289	941.293	1.197.038	883.161	1.333.899	1.348.703	1.549.427	2.101.086
Maggio	1.204.912	1.316.499	1.117.317	1.536.232	1.407.070	1.663.811	1.989.731	1.382.997	3.102.830
Giugno	1.424.531	1.441.481	921.108	1.526.157	1.467.966	1.647.226	2.365.482	2.484.843	
Totale 2º Trimestre	3.504.461	3.610.269	2.979.718	4.259.427	3.708.197	4.644.936	5.703.916	5.417.267	
Totale 1º Semestre	*4.652.096*	*5.521.066*	*4.770.357*	*6.285.747*	*4.925.507*	*7.761.394*	*7.948.824*	*10.439.633*	
Luglio	1.285.743	1.534.545	964.113	1.562.330	1.596.595	1.736.567	2.605.868	3.127.673	
Agosto	1.127.774	1.513.664	1.381.219	1.523.603	1.562.623	1.737.102	2.678.256	3.351.386	
Settembre	1.140.230	1.413.218	1.228.628	1.437.984	1.493.135	1.610.428	2.527.290	2.906.906	
Totale 3º Trimestre	3.553.747	4.461.427	3.573.960	4.523.917	4.652.353	5.084.097	7.811.414	9.385.965	
Totale Gennaio-Settembre	*7.205.843*	*9.982.493*	*8.344.317*	*10.809.664*	*9.577.860*	*12.845.491*	*15.760.238*	*19.825.598*	
Ottobre	910.795	1.464.268	1.368.473	866.946	1.450.002	1.393.428	2.642.679	2.638.789	
Novembre	1.038.655	1.269.569	1.297.352	655.794	1.492.533	940.723	2.467.484	1.797.682	
Dicembre	952.464	697.216	1.062.072	513.658	1.256.443	694.391	2.077.527	1.505.573	
Totale 4º Trimestre	2.901.914	3.431.053	3.727.897	2.036.398	4.198.978	3.028.542	7.187.690	5.942.044	
Totale Annuale	*11.107.757*	*13.413.546*	*12.072.214*	*12.846.062*	*13.776.838*	*15.874.033*	*22.947.928*	*25.767.642*	

ITALIA - Importazione ed esportazione di alluminio e sue leghe

(dati desunti dalla "Statistica del Commercio Speciale di Imp. e di Esp.,, del Ministero delle Finanze)

PRODOTTI	IMPORTAZIONE Quintali				ESPORTAZIONE Quintali			
	gennaio - maggio (1)		Anno 1938	Anno 1937	gennaio - maggio (1)		Anno 1938	Anno 1937
	1939	1938			1939	1938		
Rottami	553	773	1.740	1.304	40	1	566	—
Lingotti	100	3.125	3.365	33.663	10.867	—	4.595	41
Getti	2	—	—	400	216	16	31	38
Barre, verghe, spranghe	—	115	122	97	18	18	19	12
Fogli, lamiere	56	170	451	509	94	65	93	410
Fili	—	—	—	3	—	—	7	13
Corde, cavi	—	...	...	—	1	—	—	11
Tubi	1	6	7	41	616	2	17	11
Polvere	—	—	...	11	8	17	42	5
Tubetti per colori, profumi, ecc.	21	13	36	46	1	—	—	106
Lavori non nominati per uso industriale	96	203	331	678	137	2.028	2.404	676
Lavori non nominati: altri	95	129	247	323	784	1.034	2.013	2.280
Ossido di alluminio anidro	10	5	29	14.275	91.440	155.748	396.164	183.578
Bauxite	329	346	3.570	4.680	29.373	23.150	753.860	1.303.840

(1) A tutto il 27 maggio.

BREVETTI

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI MAGNESIO METALLICO O DI ALTRI METALLI MEDIANTE RIDUZIONE TERMICA.
Amati L., a Padova. (1-8).

PERFEZIONAMENTO AI SISTEMI DI PRODUZIONE DEL MAGNESIO PER RIDUZIONE TERMICA.
Lo stesso. (1-8).

METODO PER MIGLIORARE LE PROPRIETA' FISICHE E MECCANICHE DELLE LEGHE.
Compagnie Generale d'Electro-metallurgie, a Parigi. (1-8).

NUOVO METODO PER L'ESTRAZIONE DI OLI E BITUMI DALLE ROCCE ASFALTICHE, DALLE ROCCE BITUMINOSE E DAI BITUMI GREZZI NATURALI, ED UN APPARECCHIO PER L'APPLICAZIONE DI TALE METODO.
Cossettini G., a Genova e *Baj E.*, a Genova. (1-8).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DELL'OSSIDO DI MAGNESIO DA MATERIALI GREZZI CHE LO CONTENGONO.
Dynamidon-Werk, Engelhorn & Co. G.m.b.H., a Mannheim-Waldhof (Germ.). (1-8).

LEGHE DI MAGNESIO.
I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte s. M. (Germania. (1-9).

PROCEDIMENTO PER PRODURRE IL CALORE DI REAZIONE NELLA PRODUZIONE DI MAGNESIO MEDIANTE RIDUZIONE TERMICA DI MATERIALI GREZZI CONTENENTI MAGNESIA.
La stessa. (1-9).

LEGHE DI MAGNESIO.
La stessa. (1-9).

PERFEZIONAMENTO NEGLI ELETTRODI PER L'ELETTROLISI DEI BAGNI FUSI NELLA PRODUZIONE DEI METALLI LEGGERI, AD ESEMPIO SODIO.
Menitt. R. J., a Perth Amboy, New Jersey (U.S.A.). (1-9).

LEGA PERFEZIONATA DI ALLUMINIO.
Rolls-Royce Ltd., a Derby (Gran Bretagna). (1-10).

LEGA PERFEZIONATA DI ALLUMINIO.
La stessa. (1-10).

PERFEZIONAMENTO NELLA PRODUZIONE DI MAGNESIO METALLICO.
Tama C., a Milano. (1-10).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI UNO STRATO SUPERFICIALE CONTENENTE CROMO SU OGGETTI DI FERRO O DI ACCIAIO.
Daeves K., Becker G., a Düsseldorf e *Steinberg F.*, a Krefeld (Germ.). (1-10).

MANICOTTO DI CONGIUNZIONE E DI SERRAGGIO PER FUNE D'ALLUMINIO CON ANIMA D'ACCIAIO.
E. Volpato Ditta, a Milano. (1-11).

PROCEDIMENTO DI OSSIDAZIONE ELETTROLITICA, PER OTTENERE STRATI DI OSSIDO MOLTO SPESSI E DURI E LORO COLORITURA ELETTROLITICA IN NERO E GRIGIO, GIALLO E CUPREO, SU LEGHE DI ALLUMINIO RAME-MAGNESIO COSTRUITE PER MACCHINARI.
Sonnino C. & Sassetti A., a Milano. (1-12).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI MAGNESIO.
I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte s. M. (Germ.). (2-120).

PROCESSO PER MUNIRE DI UN RIVESTIMENTO GLI ELETTRODI DI SALDATURA DI METALLO LEGGERO.
Vereingte Aluminium-Werke A. G., a Lautawerk-Lausitz (Germ.). (1-12).

LEGA PREPARATORIA PER LA FABBRICAZIONE DELLE LEGHE DI MAGNESIO.
Christen F., a Zurigo-Altstetten (Svizzera). (2-119).

PROCEDIMENTO PER IMPEDIRE LA CORROSIONE DEL MAGNESIO E DELLE SUE LEGHE.
La stessa. (2-120).

LEGA LEGGERA COMPOSTA DA ALLUMINIO E ZINCO QUALI ELEMENTI PRINCIPALI
Mariani G., a Milano. (2-120).

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI RIVESTIMENTI METALLICI FORTEMENTE ADERENTI SU ALLUMINIO E LEGHE DI ALLUMINIO.
Perner L., a Berlin-Oberschoneweide (Germ.). (2-120).

NUOVA LEGA DI ALLUMINIO.
Rolls-Royce Ltd., a Derby (Gran Bretagna). (2-121).

PROCEDIMENTO E DISPOSITIVO PER L'ADDUZIONE DELLA CORRENTE ALLO STRATO ANODICO NEI FORNI DI RAFFINAZIONE DELL'ALLUMINIO A TRE STRATI.
S. A. pour l'Industrie de l'Aluminium, a Neuhausen (Svizzera). (2-121).

SISTEMA ED APPARECCHIO PER LA METALLIZZAZIONE DI OGGETTI METALLICI MEDIANTE POLVERIZZAZIONE CATODICA O VAPORIZZAZIONE TERMICA NEL VUOTO.
Berghaus B., a Berlin-Lankwitz. (2-121).

SISTEMA ED APPARECCHIO PER LA METALLIZZAZIONE DI OGGETTI METALLICI MEDIANTE POLVERIZZAZIONE CATODICA.
Lo stesso. (2-121).

SISTEMA PER LA METALLIZZAZIONE DI OGGETTI METALLICI MEDIANTE POLVERIZZAZIONE CATODICA.
Lo stesso. (2-121).

SISTEMA ED APPARECCHIO PER LA METALLIZZAZIONE DI OGGETTI MEDIANTE POLVERIZZAZIONE CATODICA.
Lo stesso. (2-121).

CAVI COSTITUITI DA CONDUTTORI IN ALLUMINIO RICOPERTI DA ALTRO METALLO.
Brancadori W., Ramazzotti E. e Arioni G., a Roma. (2-121).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE ELETTROLITICA DI UNA SUPERFICIE BRILLANTE SU OGGETTI DI ALLUMINIO E SUE LEGHE.
Langbein-Pfanhauser-Werke A. G., a Leipzig (Germ.). (2-121).

PROCESSO PER LA FUSIONE E RIFUSIONE DI ALLUMINIO VECCHIO, ROTTAMI, RESIDUI, SCORIE E CENERI DI ALLUMINIO.
Schmidt K., a Stoccarda (Germ.). (2-123).

Un notevole progresso: Limòle e Limolatrici

per la lavorazione veloce ed economica dei metalli e materiali d'officina



Limolatrice da Banco, ad albero orizzontale, motorizzata a cinque velocità.
Peso Chg. 85 ca. Ingombro cm. 57 × 52 × 52 ca

Prodotti italiani brevettati in Italia e all'estero

Nelle lavorazioni, la questione prezzo e quindi il fattore tempo oggi s'impongono inesorabilmente e non consentono più assolutamente il persistere sia pure in parte di sistemi lenti e antiquati di lavoro.

Abolite perciò il lento, gravoso, costoso lavoro di limatura a mano, lavoro che richiede spreco di tempo e di energia.

Abolite anche l'antiquato sistema di lavorare con le mole abrasive le leghe leggere, sistema che produce impasto e spreco delle mole stesse.

Impiegate pertanto anche Voi la macchina Limolatrice con le Limòle: Voi potrete così limare meccanicamente tutti i metalli e materiali d'officina e potrete inoltre lavorare razionalmente le leghe leggere, ottenendo una produzione veloce e perfetta, quantitativamente superiore, quindi molto economica.

Potrete ottenere pezzi sbavati, spianati, smussati, squadrati, intestati, sagomati, levigati e perfettamente finiti con una rapidità non altrimenti possibile.

La Limòla è infatti un utensile che fa il lavoro della lima e della mola in modo migliore e più rapido.

E' in un sol pezzo d'acciaio d'alta lega ed opportunamente trattato; ha taglienti fresati di passo e profondità costanti in ogni sezione e ad azione compensata.

Le Limòle escludono quindi tutti quegli inconvenienti di rotture e di strappi delle lime circolari estere saldate e con taglienti di profondità e passo variabili da sezione a sezione; inoltre non s'impastano assolutamente.

Le Limòle offrono pertanto un lavoro oltrechè rapido, sicuro e perfetto.

Si forniscono nelle forme e dimensioni occorrenti e con qualsiasi dentatura sia pure estremamente fina.

Sono molto convenienti, inoltre, anche dal lato economico, perchè si possono riaffilare, ripetutamente, rapidamente e con lieve spesa, con un nostro speciale sistema elettrolitico a freddo che le rende come nuove.

La Limolatrice poi è una macchina speciale per il razionale impiego delle Limòle ed offre vantaggi incalcolabili.

Considerate, ad esempio, che eseguendo una determinata lavorazione su di un pezzo d'acciaio, con la Limolatrice Voi impiegherete circa la sesta parte del tempo richiesto adoperando la lima a mano e la terza parte circa del tempo richiesto adoperando la mola abrasiva!

Ecco perchè Limòle e Limolatrici sono in uso con pieno successo presso tante grandi ed anche piccole officine e vanno rapidamente diffondendosi, così che Vi possiamo fornire le più importanti referenze.

ProvvedeteVi perciò subito di almeno una Limolatrice da Banco; questa farà flettere i Vs. tempi e costi di lavorazione.

La Limolatrice da Banco, ha minimo ingombro, è motorizzata, ha comando elettrico a pulsanti, consuma una inezia, costa pochissimo ed ha cinque velocità onde poter lavorare rispettivamente i metalli e materiali dei seguenti cinque gruppi:

1° Ghisa.
2° Acciaio - Ferro.
3° Bronzo - Ottone - Rame - Zinco.
4° Electron - Alluminio - Piombo.
5° Legno - Cuoio - Gomma.

cioè praticamente qualsiasi metallo e materiale ripartendo quelli non indicati nei cinque gruppi suddetti in base alla durezza analoga.

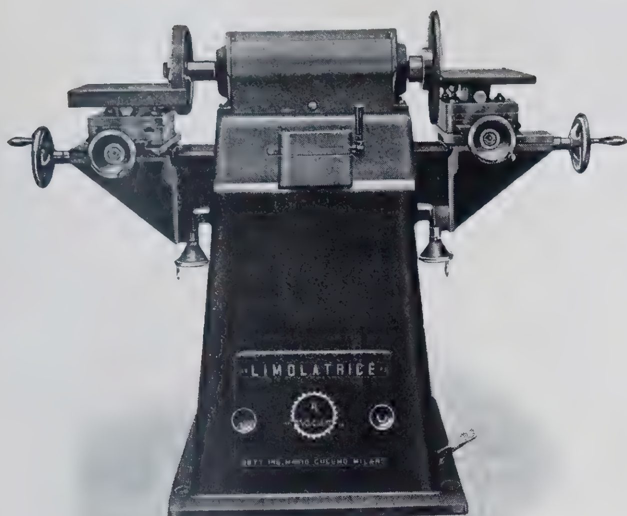
La Limolatrice da Banco è munita di tabella indicatrice delle velocità per modo che l'operaio per lavorare un determinato metallo o materiale non ha da far altro che seguire la freccia indicatrice della velocità corrispondente per applicarla. E' esclusa così qualsiasi possibilità di errore e il cambio delle velocità è facile e rapidissimo.

Limolatrici, Limòle e Sistema di Riaffilatura delle stesse sono stati segnalati anche dalla migliore stampa tecnica italiana, come ad esempio dalle seguenti importanti Riviste: « L'Industria Meccanica », n. 6, giugno 1936, pag. 365; « L'Alluminio », n. 2, marzo-aprile 1936, pag. 55.



MARCA DI FABBRICA

Brevetti e prodotti: DOTT. ING. MARIO



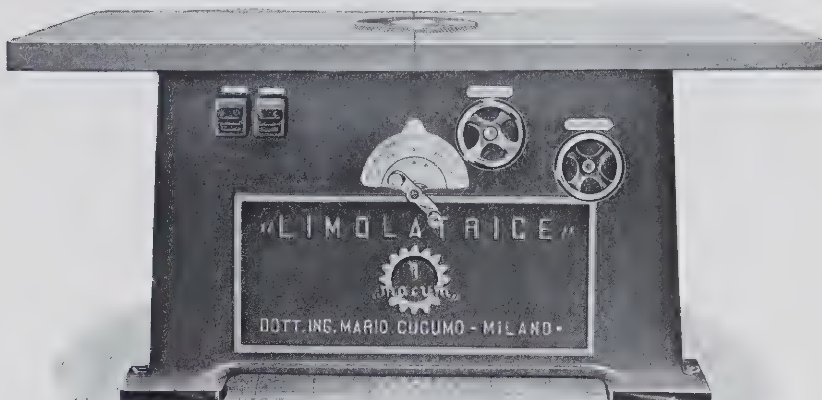
Limolatrice doppia con basamento, ad Albero Orizzontale, motorizzata, a cinque velocità.
Peso Q.li 4 ca. Ingombro cm. 130 × 80 × 110 ca.

con squadra a croce



con squadre parallele

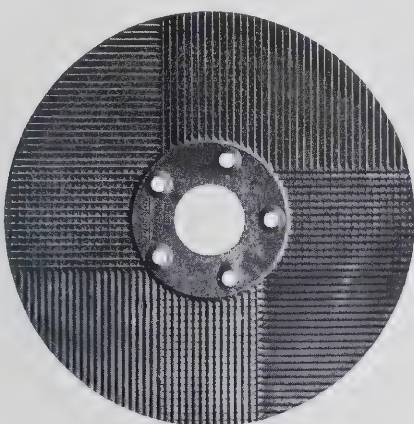




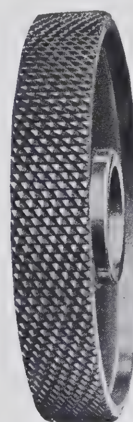
Limolatrice ad Albero Verticale, motorizzata, a tre velocità.
Peso Q.li 7,5 ca. Ingombro cm. 170 × 70 × 80 ca.



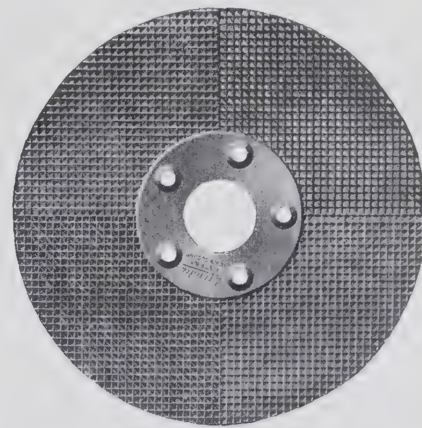
Limòla ad Anello Tipo A 2



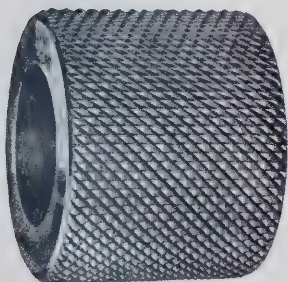
Limòla a Disco Tipo D 2



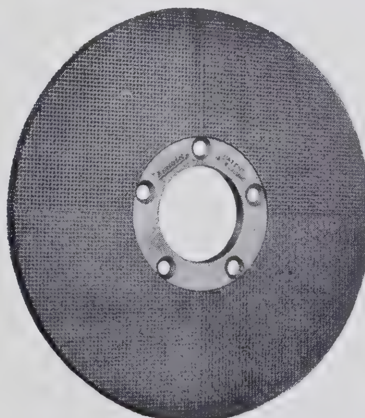
Limòla ad Anello Tipo A 4



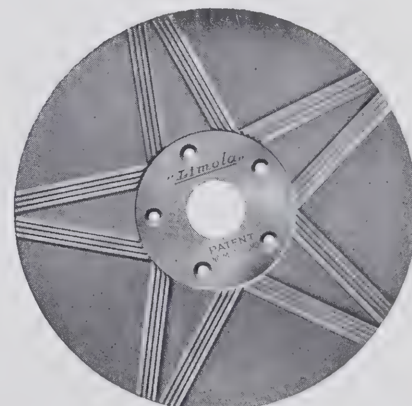
Limòla a Disco Tipo D 4



Limòla Cilindrica Tipo Ci 5



Limòla a Disco Tipo D 5



Limòla a Stella Tipo LS 1

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

RIASSUNTI

I. - MATERIE PRIME E PROCESSI DI FABBRICAZIONE

A. MALQUORI - **Moderne vedute sulla natura e proprietà dell'argilla del terreno** - «Ric. Scientif.» X, p. 130 (1939).

Dagli studi sui colloidi del terreno mediante i raggi X (HENDRICHS e FRY, 1930) si sono ricavati fotogrammi che, confrontati con quelli ottenuti da campioni d'allumino-silicati idrati naturali, confermarono la presenza d'un minerale argilloso quale costituente essenziale del colloide inorganico d'un tipo specifico di terreno. ROBINSON e HOLMES, basandosi sull'ipotesi che la totalità della silice fosse combinata dapprima coll'allumina a formare caolinite $SiO_2 . Al_2O_3 = 2$ e quindi con idrato di ferro per formare nontronite, calcolarono la percentuale teorica di caolinite in un certo numero di colloidi di vari terreni ed attribuirono quelli contenenti un eccesso di silice ad un tipo vicino al tipo montmorillonite-bentonite $SiO_2/Al_2O_3 = 3\text{-}5$.

I risultati di HENDRICHS e FRY furono confermati da KELLEY e collaboratori (1931), dopo che KERR (1928) e GEDROIZ, studiando il comportamento chimico-colloidale dell'argilla del terreno, identificarono cogli allumino-silicati idrati la sostanza attiva nei processi d'adsorbimento e di scambio basico.

Dopo questi primi successi, JACOB e collaboratori (1935), nell'esame röntgenografico d'alcuni terreni europei, notarono insieme alla caolinite ed alla montmorillonite la presenza costante d'un minerale argilloso-micaceo riscontrato anche da ENDELL nelle argille e marne d'uso industriale. Perciò GRIMM e BRAY (1936) ammisero fra i più importanti minerali costituenti delle argille, anche una mica del tipo sericite, come confermano le ultime ricerche di MAEGDEFRAU e HOFMANN.

In seguito alle indagini di KELLEY sulla disidratazione dei colloidi d'alcuni terreni, si ebbe una maggiore affinazione delle curve di disidratazione che è recentemente servita a rivedere l'interpretazione del contenuto d'acqua degli allumino-silicati idrati.

In base a tali studi, i costituenti cristallini dell'argilla si possono riunire in tre gruppi di minerali argillosi:

I. - GRUPPO DEL CAOLINO.

Caolinite $Al_2O_3 . 2SiO_2 . 2H_2O$ ($SiO_2/Al_2O_3 = 2$), cui è sempre associata la *Hallosyte* $Al_2O_3 . 2SiO_2 . 4H_2O$ ($SiO_2/Al_2O_3 = 2$), considerata da DE LAPPARENT come una caolinite membranosa. Per riscaldamento a 50° perde due molecole d'acqua, trasformandosi irreversibilmente in *Metahalloysite*.

II. - GRUPPO DELLA MONTMORILLONITE $(Mg, Ca) O . Al_2O_3 . 4\text{-}5 SiO_2 . H_2O . n H_2O$ ($SiO_2/Al_2O_3 = 4\text{-}5$), uno dei minerali argillosi più diffusi nel terreno agrario. Si rigonfia caratteristicamente a contatto dell'acqua e si distingue dalla

Beidellite $(Mg. Ca) O . Al_2O_3 . 3 SiO_2 . 4 H_2O$ ($SiO_2/Al_2O_3 = 3$) perchè in questa è costantemente presente ferro, mentre secondo DE LAPPARENT, non ci sarebbe magnesio.

Nontronite $(Al, Fe)_2O_3 . 3 SiO_2 . n H_2O$ ($SiO_2/R_2O_3 = 3$), derivata probabilmente dall'alterazione di feldspati. Di struttura cristallina corrispondente a quella della montmorillonite con sostituzione d'una parte di Si con Fe e Al, non sembra gonfiarsi a contatto con acqua.

III. - GRUPPO DI MINERALI DI TIPO MICACEO, differenti dalla formula ideale della muscovite $K_2O . 3 Al_2O_3 . 6 SiO_2 . 2 H_2O$ perchè contengono più silice e meno potassa.

Tra questi prodotti intermedi nella formazione dei terreni, si trovano quantità notevoli di miche non alterate dagli atmosferili, di resistenza caratteristica all'attacco chimico (acidi concentrati a caldo) ed a quello termico, come risulta all'esame röntgenografico.

Quanto alle *strutture interne dei minerali argillosi*, PAULING, GOLDSCHMIDT (1931), BRAGG ed altri considerano gli allumino-silicati come costituiti da ioni positivi e negativi, come nei cosi-

detti tetraedro e ottaedro (fig. 1), in istrati sovrapposti l'uno all'altro. Ad esempio, nella caolinite, uno strato di tetraedri di silicio è collegato mediante un atomo « ponte » d' O con uno strato d'ottaedri d'alluminio in modo da formare *pacchetti* di strati quali non si trovano nell'halloysite prima della trasformazione in metahalloysite. Neanche nella struttura interna della montmorillonite i pacchetti sono legati fra di loro.

Secondo Hoffmann e collaboratori, fissando a 4 il valore del rapporto silice/allumina, ciascun pacchetto consta di tre strati, due di tetraedri di SiO_4 circondanti uno d'ottaedri di $AlO_4(OH_2)$.

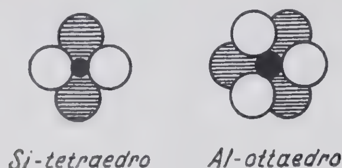


Fig. 1

Marshall (Z. Krist., 1935, p. 433 e segg.) aggiunge che nella montmorillonite la presenza costante di Mg è interpretabile come sostituzione parziale all' Al e formazione d'uno strato misto di brucite $SiMg(OH)_6$ e idrargillite. Una parte del magnesio può essere a sua volta sostituita da Ca. Anche De Lapparent considera questo minerale formato dall'associazione di strati di tipo pirofillite $Si_4Al_2O_{10}(OH)_2$ alternati a strati di tipo brucite, avvicinando così i silicati d'alluminio idrati a quelli di Mg idrati. Il rigonfiamento intercristallino della montmorillonite si traduce macroscopicamente nel rigonfiamento a contatto d'acqua.

La struttura dei minerali argillosi di tipo micaceo è riferibile a quella della muscovite, studiata per la prima volta da Mauguin. Pauling (1930) confermò una struttura reticolare a strati collegati mediante un piano di ioni potassio, meno abbondanti in questi minerali che nella muscovite, alcuni di essi essendo sostituiti da molecole d'acqua.

Lo *scambio basico nei minerali argillosi* riguarda comunemente Ca, Mg, Na, K e H, collocati fra gli strati del reticolo cristallino in posizioni essenzialmente periferiche. La capacità di tali scambi è aumentabile in seguito a prolungata triturazione, che rompe i minuti cristalli nei minerali del gruppo del caolino, o il reticolo nel gruppo montmorillonitico. Quest'ultimo ha una capacità di scambio molto superiore ai minerali di tipo micaceo.

Il *contenuto d'acqua dei minerali argillosi* è classificato da Kelley in due categorie: acqua d'adsorbimento (distinta a sua volta in acqua di legame spezzato e acqua di strato) e acqua di reticolo cristallino, la cui completa eliminazione distrugge l'edificio molecolare. La triturazione aumenta la quantità d'acqua adsorbita in confronto di quella di cristallizzazione.

L'antica importanza del rapporto fra la silice ed i sesquiossidi di Al e Fe nell'argilla agraria è diminuita di molto in seguito alle nuove interpretazioni, essendo impossibile definire un tipo principale di minerale argilloso fra i costituenti dell'argilla del terreno in base al rapporto SiO_2/R_2O_3.

La *capacità di scambio basico nei terreni* dipende per la maggior parte dalla frazione argillosa, quando non si tratti di terreni ricchi di *humus*. Tale frazione è considerata una miscela di minerali argillosi e altre sostanze (quarzo, silice amorfa, idrossidi di Fe ed Al), nella quale la montmorillonite si ritiene il costituente più attivo nei processi di scambio basico del terreno.

La *formazione della struttura del terreno* è ancora oggetto di ricerche chimico-colloidali. I legami fra le particelle d'argilla e la conseguente formazione di grumi nel suolo (Russel) sono più facili nelle argille montmorillonitiche che nelle caolinitiche o micacee. Aggiungendo humus alle prime, se ne ridurrà la solubilità con beneficio delle proprietà fisiche del terreno.

La *capacità del terreno per l'acqua* aumenta in presenza di bentonite, che può assorbire fin 5 a 6 volte il proprio peso d'acqua, formando geli semisolidi i quali per agitazione meccanica, tornano allo stato fluido (*tixotropia*).

L' *azione dei concimi nel terreno* consiste nell'aumento della concentrazione degli elettroliti sciolti nelle soluzioni acquose del terreno. Le argille montmorillonitiche possono legarsi fortemente coll' humus contribuendo a conservarlo nel terreno (Meyer): così, aggiungendo tale argilla al letame delle concimaie, si possono ridurre le perdite d'azoto asportato nei liquidi di scolo.

L'analisi röntgenografica risulta ormai il mezzo più efficace per individuare i diversi componenti dell'argilla.

A. Labo'.

II. - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE

a) Fisiche

B. N. Sen - Paracora e velocità del suono negli elementi - « Gazzetta Chimica Italiana » X, p. 662.

L'A. propone la seguente formola per esprimere la velocità del suono, S, in un elemento metallico in funzione delle sue costanti caratteristiche:

$$S = L \frac{\sqrt{k}}{2\pi} \sqrt{\frac{P-V}{V} \cdot \frac{Z e^2}{v^3} \cdot \frac{N}{M}} \cdot f_2 f_1 (v) \frac{P}{v_1 d^{k_1}}$$

dove P è la paracora, V il volume atomico, *e* la carica elementare, N il numero di Avogadro, M il peso atomico, Z la valenza, $f_2 . f_1$ (V) costante con la valenza, V_1 il potenziale di jonizzazione, *d* il diametro atomico, $L = 2{,}54$, $k_1 = 0{,}925$, $\sqrt{k} = 0{,}415 . 10^{12}$.

I valori calcolati sono in discreto accordo con i dati sperimentali.

E. P.

b) Meccaniche

P. Brenner e H. Kostron - Esperimenti di durezza all'urto su leghe leggere per lavorazione plastica - «Z. Metallkunde» XXIX, pp. 293-296 (1937).

Proprio le più importanti leghe d'alluminio ad alta resistenza meccanica presentano una caduta della resistenza allo scorrimento già a temperature alle quali l'acciaio non accusa alcuna perdita di resistenza.

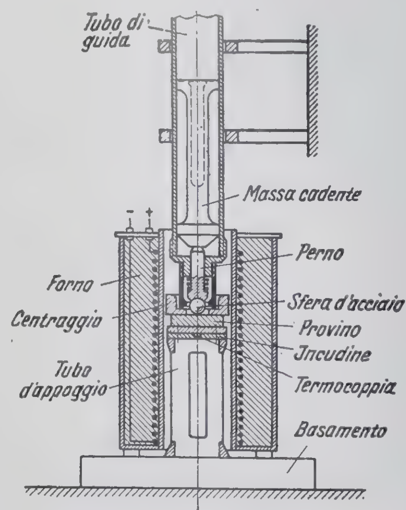


Fig. 1 - Dispositivo per determinare la durezza all'urto a temperature superiori.

Mentre a temperatura ordinaria la resistenza alla deformazione dipende poco dalla velocità della stessa, tale dipendenza aumenta così fortemente al salire della temperatura che occorre adeguare largamente la velocità sperimentale alla velocità di deformazione usata praticamente in officina. Gli esperimenti de-

scritti in appresso erano destinati a classificare le leghe d'alluminio industrialmente importanti, riguardo alla loro resistenza allo scorrimento, a temperature comprese tra quella ambiente e 450°C.

APPARECCHIATURA.

Anzitutto occorre mantenere rigorosamente la temperatura scelta. Come si vede in fig. 1 il campione è sopportato da un robusto tubo in acciaio fissato in basso ad un basamento pesante e portante in alto una lastrina d'alluminio come chiusura. Su tale lastrina si pone il provino ed al disotto si dispone una termocoppia per misurare la temperatura. Il tutto circondato da un forno elettrico a resistenza.

Sul provino poggia una sfera d'acciaio che riceve l'urto, attraverso un pernetto intermedio, d'un martello a caduta guidato da un tubo verticale. Questo dispositivo permette di evitare il contatto del provino, per tutta la duranta dell'esperimento, sia con parti fredde sia con aria fredda. Dall'apertura del forno fino all'urto non corrono che 1,5 sec. Il diametro della sfera è di mm 10 ed il martello ha un peso di g 250; con una caduta di mm 500 il lavoro svolto è perciò di 1/8 di kgm e la velocità calcolata all'istante dell'urto = 3,1 m/sec.

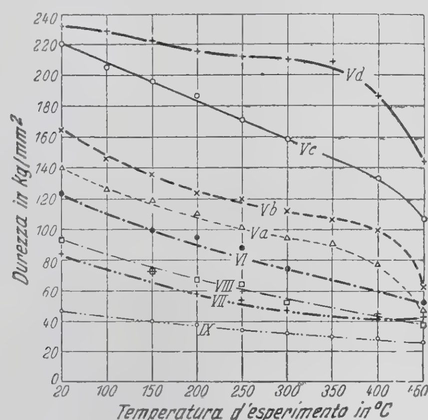


Fig. 2 - Durezza all'urto di leghe non bonificabili. Stato attuale delle leghe: V a, b, c, d, omogeneizzate a 450°C e temprate; le altre leghe ricotte a 350°C. Riscaldamento durante 1 ora alla temperatura dell'esperimento.

Non insisteremo sulla taratura dell'apparecchio riguardo alla costanza della temperatura, alle deformazioni della sfera d'acciaio che a 450°C comincia già a diminuire di durezza, nè sui calcoli teorici degli autori.

RISULTATI SPERIMENTALI.

I provini erano costituiti in generale da lamierini, talvolta da barrette trafilate; essi dopo opportuno trattamento termico vennero portati alla temperatura prevista per l'esperimento. Una tabella riporta la composizione in % delle leghe usate.

Poichè la durezza determinata all'urto varia colla temperatura in modo fondamentalmente diverso nel caso delle leghe bonificabili e nel caso delle leghe non bonificabili, questi due tipi di lega si descrivono partitamente.

Leghe non bonificabili. — La diminuzione della durezza, al salire della temperatura, è presso a poco lineare; le curve durezza-temperatura (fig. 2) sono leggermente convesse per le leghe più tenere e concave per le leghe del tipo Al-Mg rispetto all'origine degli assi. Le leghe studiate si dispongono, in ordine di durezza crescente, come segue; Al 99,5%; Al-Si; Al-Mn; Al-Mg-Mn; Al-Mg.

Il tipo Al-Mg, aumentando la percentuale di Mg, presenta forte accrescimento della durezza allo stato iniziale e una curva durezza-temperatura appiattita al salire della temperatura; però da 400° in poi la diminuzione della durezza è più marcata ed è tanto più rapida quanto più forte è il contenuto in Mg. (Vedi fig. 3).

Leghe bonificabili. — In queste leghe la durezza d'urto dipende dalla temperatura secondo una legge molto più complicata. Queste leghe dopo la tempra si trovano in uno stato instabile e molto sensibile agli effetti del riscaldamento.

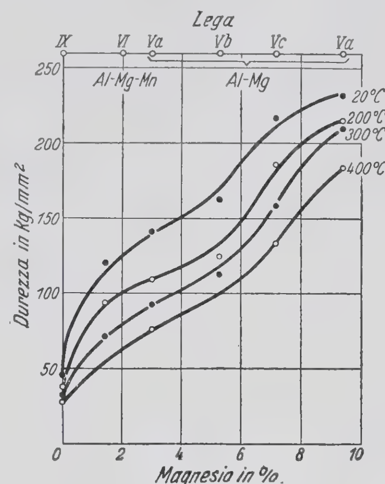


Fig. 3 - Durezza all'urto di leghe non bonificabili, in funzione del tenore in Mg.

Le leghe del tipo Al-Cu-Mg, come si vede in fig. 4, allo stato di ricottura totale si comportano similmente alle leghe non bonificabili: in esse non dovrebbe aversi infatti alcuna sovrasaturazione dei cristalli misti. Però l'esistenza d'un punto di inversione fra 250 e 300°C indica che alle temperature inferiori si ha un indurimento provocato dall'invecchiamento a caldo. Se il metallo è stato temprato da 505°C ed indurito a temperatura ambiente, la curva della durezza ha un decorso discendente monotono. La pendenza inizialmente è moderata grazie all'invecchiamento a caldo durante un'ora; fra 250° e 300° segue una pendenza più ripida, indice della scomparsa della tempra; infine la curva s'avvicina a quelle ottenute da leghe completamente

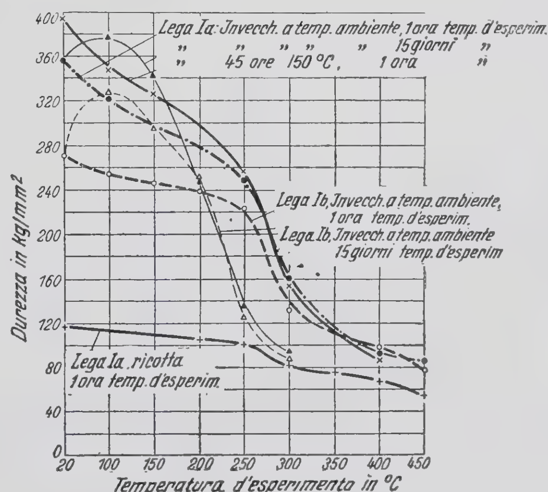


Fig. 4 - Durezza all'urto delle leghe del tipo Al-Cu-Mg, DIN 1713.

addolcite senza per altro coincidere con queste. Infatti per la ricottura completa è insufficiente il riscaldamento di un'ora anche alle più alte temperature.

Se la lega temprata si tiene alla temperatura dell'esperimento non per un'ora, ma per quindici giorni, si raggiunge uno stato che si può considerare stabile a quella temperatura, almeno approssimativamente. La curva delle durezze ottenuta con questo trat-

tamento termico presenta un massimo a 160° (gli AA. notano però che tale massimo dovrebbe piuttosto trovarsi a 140°C circa, cioè alla « temperatura critica d'invecchiamento ») ed a temperature superiori discende molto più rapidamente che non le altre curve. Per la temperatura a 300°C coincide con quelle ottenute da leghe completamente ricotte.

Gli AA. hanno studiato anche delle leghe Al-Cu-Ni ed hanno potuto stabilire che esse a temperature maggiori di 250° sono leggermente superiori a quelle del tipo Al-Cu-Mg.

In conclusione, in quei casi in cui si richiede resistenza alla deformazione da sollecitazioni d'urto è raccomandabile secondo gli AA. di usare al di sopra dei 270° delle leghe Al-Mg molto ricche di magnesio; al di sotto di questa temperatura invece sono preferibili le leghe bonificabili cuprifere. La differenza tra le leghe del tipo Al-Cu-Mg, Al-Cu-Ni e rispettivamente Al-Cu non è molto grande.

V. B.

VII. - TECNOLOGIA

a) Fonderia

M. SOURDILLON - **Nuove possibilità offerte agli ingegneri con le leghe leggere ed ultra leggere da fonderia** - «Assoc. Technique de Fonderie» XII, pp. 215-229 (1938).

Dell'importanza assunta dai metalli leggeri nella tecnica moderna ci si può render conto dando uno sguardo alle cifre di produzione mondiale: la produzione attuale dell'alluminio, cinquanta anni dopo cioè la sua scoperta, ha raggiunto infatti le 500.000 tonnellate annue, e quella del magnesio le 15.000 tonnellate. Queste cifre conglobano, ben inteso, le applicazioni di questi metalli sotto tutte le forme; ciononostante, le leghe da fonderia che a noi più interessano rappresentano una frazione notevole, che si aggira intorno al 25%, di questo tonnellaggio totale.

La caratteristica essenziale dei metalli leggeri è la loro bassa densità vicina a 2,7 per le leghe a base d'alluminio e a 1,8 per quelle a base di magnesio; a questa proprietà s'accompagnano sfortunatamente delle caratteristiche scadenti come la resistenza alla trazione del valore di 7 kg per l'alluminio e di 9 kg per il magnesio e il limite elastico di 6 kg per il primo e di soli 3 kg per il secondo.

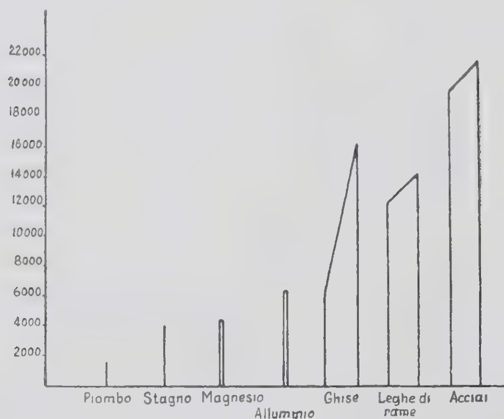


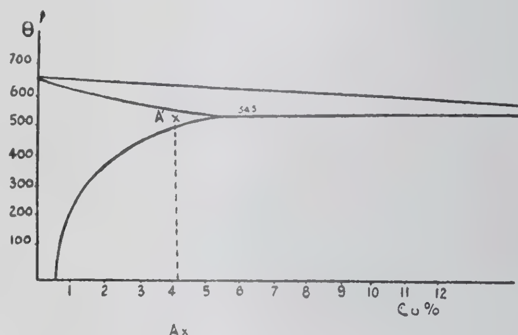
Fig. 1 - Modulo di elasticità di vari metalli e leghe.

Se si considera poi la rigidità di questi metalli rispetto a quella degli acciai un paragone è quasi impossibile: i moduli elastici sono solamente di 6700 per l'alluminio e di 4200 per il magnesio, valori questi molto bassi rispetto a quelli degli altri metalli come infatti si vede dalla fig. 1.

Le ricerche si sono quindi orientate particolarmente nell'elevare il modulo d'elasticità e le caratteristiche meccaniche. Per ciò che riguarda il modulo, proprietà atomica della materia, non è stato possibile far molto; tuttavia si ottengono buoni risultati allontanando quanto più è possibile la materia dall'asse neutro, evitando le superfici piane e sostituendole con altre ondulate e centrando infine gli sforzi per evitare distorsioni.

Riguardo alle caratteristiche meccaniche si sono invece ottenuti più rimarchevoli successi con l'aggiunta di altri metalli che agiscono sia direttamente che indirettamente dopo trattamento termico.

Se una volta queste aggiunte venivan fatte solo empiricamente ora si sa invece che questi elementi di alligazione debbono avere un rapporto atomico vicino a quello del metallo solvente se si vuole che le soluzioni solide si formino in maniera conveniente. E' noto infine che le soluzioni solide omogenee sono quelle che resistono meglio alla corrosione, per cui viene limitata, entro certi limiti, l'entità delle quantità aggiunte.



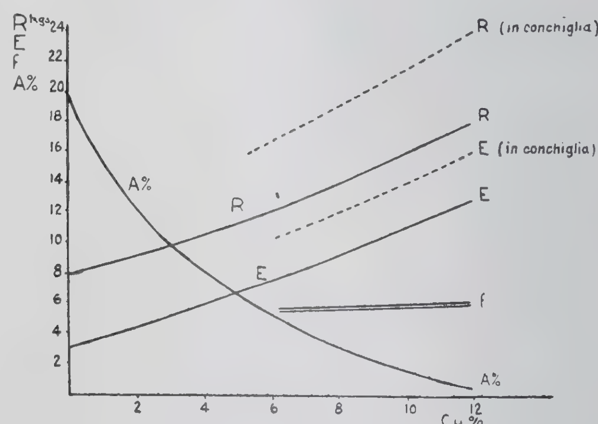


Fig. 2 - Leghe Al-Cu.

Le leghe leggere da fonderia ad alte caratteristiche meccaniche sono del tipo: alluminio-rame; alluminio-silicio, alluminio-magnesio. In fig. 2 vengono riportati il diagramma di stato Al-Cu e le curve caratterstiche di queste leghe: come si vede l'alluminio discioglie a freddo molto poco rame per formare una soluzione solida ma molto di più a caldo. Inoltre un eutettico ricco in rame appare tanto più abbondante quanto più elevato è il tenore del rame contenuto nella lega: in particolare una lega A a circa 4% di rame che contiene questo eutettico in eccesso a temperatura ambiente può aversi allo stato di soluzione solida omogenea mediante riscaldamento a temperatura A'. Come si vedrà più oltre ciò è di notevole importanza.

Sul metallo colato l'aggiunta del rame in quantità crescente facilita le operazioni di fonderia aumentando la colabilità, rimpiccolendo l'intervallo di solidificazione e la zona corrispondente di fragilità a caldo e diminuendo il ritiro; aumenta alcune caratteristiche meccaniche come la resistenza, il limite elastico, il

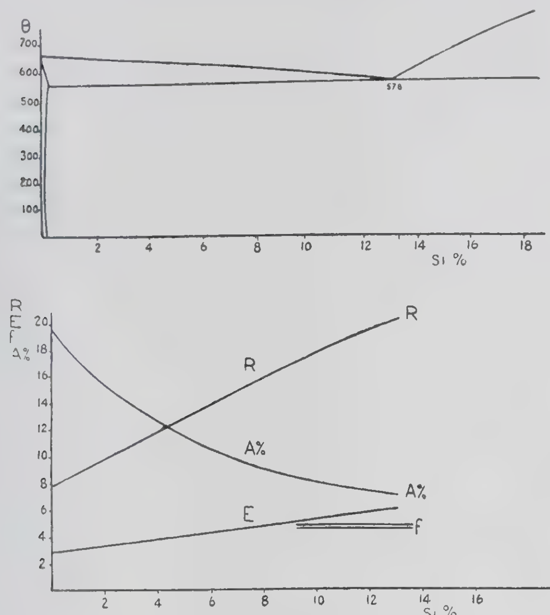


Fig. 3 - Leghe Al-Si.

limite di fatica ma abbassa considerevolmente l'allungamento e la resilienza.

In sostanza le leghe son tanto più facili a colare, tanto più resistenti ma tanto più fragili quanto maggiore è la quantità di

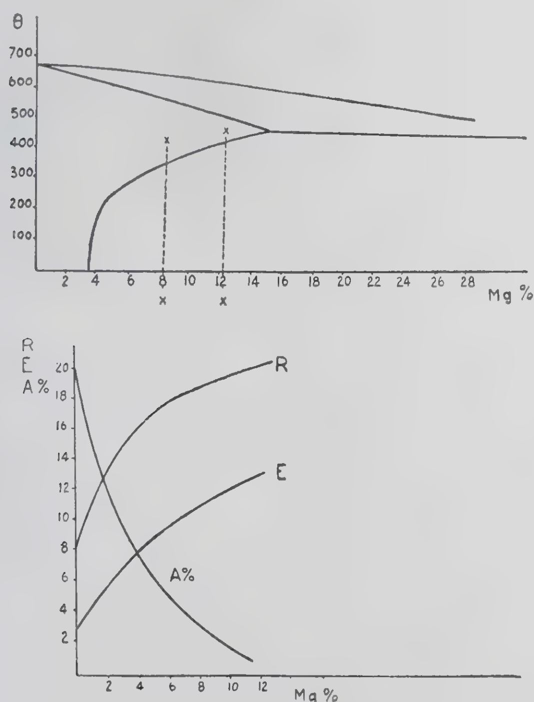


Fig. 4 - Leghe Al-Mg.

rame che contengono; oltrepassato però il 15% di Cu le leghe non sono più praticamente impiegabili.

Per le leghe alluminio-silicio (fig. 3) l'addizione del silicio fino al 13% aumenta la colabilità del metallo molto più notevomente che l'aggiunta del rame. Le leghe vicine al 13% si colano così facilmente che si sono utilizzate con successo in getti complessi aventi per esempio parti di 3,5 mm di spessore e di grande superficie: per tal motivo si sono potute costruire portiere di carrozze ferroviarie di grande leggerezza.

Dopo che il processo Pacz ha permesso d'affinare la grana di queste leghe si sono ottenuti valori elevati di resistenza e di allungamento ma limite elastico e limite di fatica molto bassi: quest'ultime caratteristiche possono tuttavia venire elevate mediante l'aggiunta di una certa quantità di rame (circa 0,8%).

L'aggiunta di magnesio all'alluminio (fig. 4) da luogo ad una soluzione solida che si estende, ad alta temperatura, fino a circa il 12% di Mg; è entro tale zona che si trovano la maggior parte delle leghe utilizzate nella pratica.

L'aumento del tenore di magnesio fa aumentare, ancora più sensibilmente che nei casi precedentemente esaminati, la resistenza e il limite elastico ma d'altra parte abbassa ancor più rapidamente la curva degli allungamenti.

L'aumento della quantità di magnesio è favorevole alla colabilità ma nocivo per l'ossidazione che ha luogo durante la fusione e la colata; è solo da poco tempo che queste difficoltà si sono superate.

Concludendo si può dire che nei tre casi esaminati le aggiunte del secondo elemento agiscono nello stesso senso: se esse permettono di innalzare assai sensibilmente il carico di rottura e il limite elastico, abbassano più o meno rapidamente gli allungamenti e rendono le leghe più fragili. Un progresso considerevole è stato realizzato allorchè si è potuto applicare un trattamento termico alle leghe precedenti o ad altre da esse derivate.

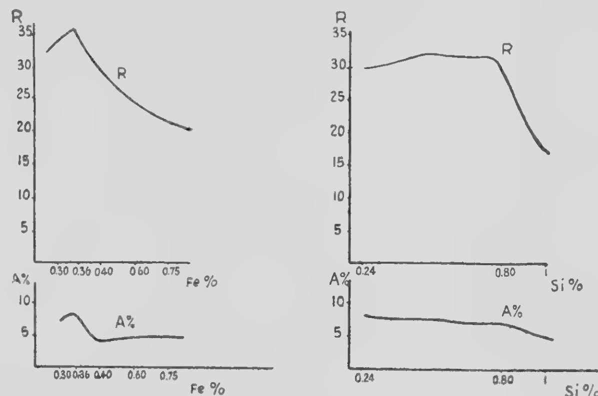


Fig. 5 - Influenza delle impurezze sulle caratteristiche della lega con 95% Al, 4,60% Cu; 0,25% Ti, trattata.

Si sa, da poco tempo, che le leghe leggere del tipo duralluminio possono venire migliorate mediante una tempra da 500° seguita generalmente da un invecchiamento a bassa temperatura. Questo trattamento mette in soluzione una certa quantità degli elementi aggiunti e li fa in seguito precipitare nuovamente, parzialmente o totalmente in un altro stato di dispersione e di suddivisione. Il cambiamento delle proprietà ha luogo sia prima della precipitazione sia durante il corso di essa: la durata del riscaldamento è di circa 40 ore per pezzi di media grandezza è ancora maggiore per getti a grana grossa. La scoperta di Pacz sull'azione del titanio nel raffinamento della grana ha permesso di ridurre a 10 ore al massimo la durata del riscaldamento d'invecchiamento.

Se si vogliono soddisfacenti risultati occorre però che siano soddisfatte alcune condizioni:

I metalli di base impiegati nella preparazione delle leghe devono essere molto puri. La fig. 5 mostra che la presenza di 0,8 di ferro o di 1,7% di silicio abbassa del 20% il valore del carico di rottura di una lega al 4% di rame trattata.

La temperatura del trattamento deve essere regolata con molta cura se essa è molto vicina al punto di fusione del metallo; siccome d'altra parte questo punto di fusione varia col tenore del metallo aggiunto è necessario che il pezzo sia di composizione rigorosamente uniforme.

La fig. 6 da le caratteristiche principali delle leghe di base non trattate e di quattro di alcune nuove leghe suscettibili di miglioramento termico; queste caratteristiche arrivano qualche volta ad esser superiori a quelle di alcuni metalli ferrosi come la ghisa grigia e la ghisa malleabile e a quelle di molti bronzi ed ottoni.

La grande conducibilità e la grande attitudine a diffondere il calore sono due qualità particolari dell'alluminio che hanno permesso di raggiungere notevoli progressi nella costruzione di motori a combustione. In generale le aggiunte di altri metalli abbassano la conducibilità del metallo puro ma, come si vede in fig. 7, essi restano sempre superiori ai 2/3 del valore della conducibilità dell'alluminio. Le leghe ad alta resistenza possono dunque essere utilizzate con successo per pezzi, come pistoni, in cui hanno luogo notevoli scambi di calore.

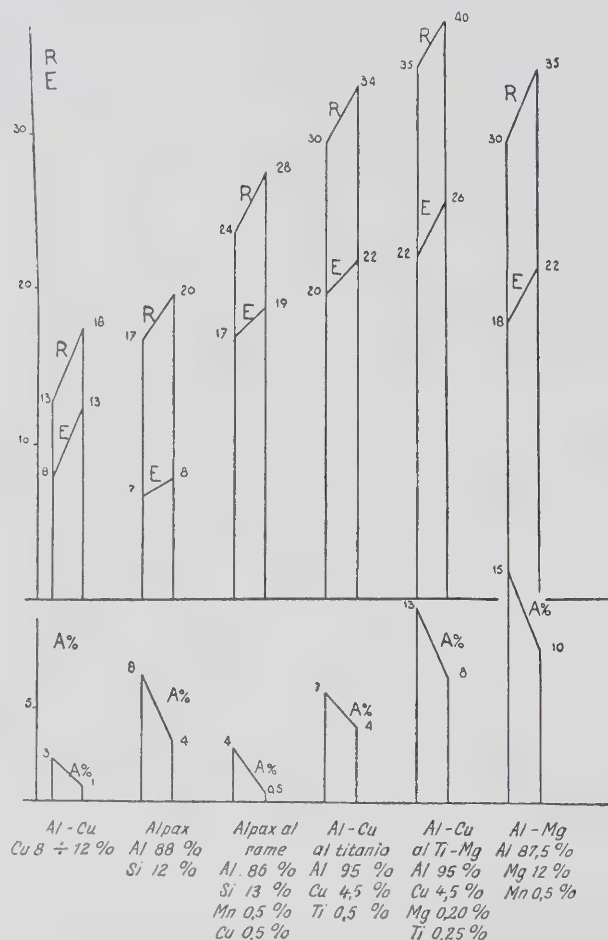


Fig. 6 - Caratteristiche delle leghe di alluminio.

I pistoni debbono possedere:

un coefficiente di dilatazione il più basso possibile,
una resistenza e una durezza a caldo elevata,
una stabilità di forma assoluta,
soddisfacenti proprietà di usura.

Il coefficiente di dilatazione dell'alluminio raggiunge il valore di 25×10^{-6} fra 0° e 200°. Se l'aggiunta del rame ha poca influenza dalla fig. 8 si vede invece che l'aggiunta progressiva di silicio abbassa notevolmente questo coefficente fino a fargli assumere un valore pari a quello delle ghise per un tenore di circa 35% di silicio.

Dal diagramma di fig. 3 si vede che nelle leghe con più di 13% di Si sono presenti cristalli di silicio libero, che essendo di notevole durezza è bene ripartire il meglio possibile nella massa metallica. A causa di questa eccessiva durezza i pistoni di questo tipo sono detti ipersiliciosi e la loro lavorazione fu resa possibile solo dopo la comparsa degli utensili al carburo di tungsteno essendo insufficiente per questi lavori anche la durezza d'un acciaio rapido.

Le caratteristiche a caldo, che aumentano progressivamente con il tenore di rame e di silicio possono ugualmente essere elevate mediante l'aggiunta di nichel.

Le leghe moderne risultano quindi molto complesse potendo esse contenere contemporaneamente il silicio per facilitare la colata, il rame e il magnesio per renderle temprabili, il nichel per aumentarne la durezza a caldo e infine il titanio per affinare la grana e facilitare il trattamento termico.

La normalizzazione o riscaldamento dopo tempra deve essere fatta a temperatura superiore a quella d'utilizzazione e per un tempo sufficiente perchè la precipitazione degli elementi duri non continui durante l'esercizio: ciò farebbe infatti aumentare le dimensioni del pistone con conseguente possibilità di grippaggio.

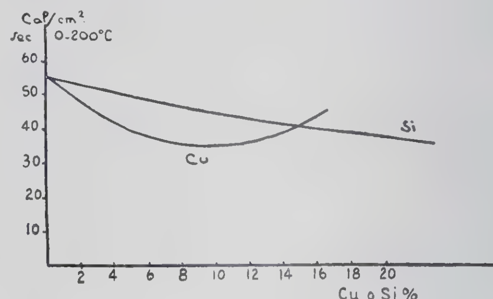


Fig. 7 - Conducibilità termica.

La fig. 9 fa vedere gli aumenti ottenutisi dopo prolungato riscaldamento a 200° in un pistone temprato ed invecchiato nelle diverse condizioni indicate. Va segnalato inoltre che l'ossidazione anodica permette di realizzare una pellicola di qualche centesimo di millimetro di spessore dura e porosa capace di impregnarsi d'olio e di diminuire il grippaggo al momento della partenza. Si conoscono pistoni di motor Diesel che hanno fatto 150.000 km senza usura apprezzabile.

Riguardo alla resistenza a corrosione si sa che se l'alluminio puro (99,99) possiede una notevolissima resistenza; le leghe contenenti rame sono invece energicamente attaccate dagli agenti atmosferici e solo un poco meno quelle al silicio. In particolare al mare l'alpax, sul quale si fondavano molte speranze, ha dato scarsi risultati.

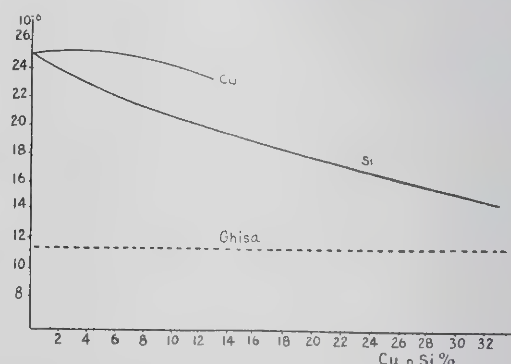


Fig. 8 - Coefficiente di dilatazione fra 0 e 200°.

L'osservazione che le soluzioni solide formate con metalli di alligazione molto puri sono molto passive, ha condotto naturalmente verso leghe d'alluminio esenti da impurezze portate in questo stato direttamente o indirettamente mediante trattamento termico. Sono sorte così le leghe al magnesio nelle quali la soluzione solida può essere realizzata anche con forti tenori di questo elemento.

In particolare le leghe all'8 e 12% omogeneizzate mediante tempra possono acquistare una resistenza a corrosione quasi completa e avere nello stesso tempo alte caratteristiche mecca-

niche; una piccola aggiunta di cromo o di manganese aumenta ancora questi risultati.

Queste leghe hanno però lo svantaggio di ossidarsi molto rapidamente allo stato liquido ma il dosaggio esatto del flusso protettore e di sabbie speciali permette ciononostante di utilizzarle industrialmente specialmente la dove occorre una grande resistenza a corrosione.

In origine sembrava che il magnesio avesse troppi difetti per essere utilizzato nella pratica; la sua estrema ossidabilità, la reattività con l'azoto dell'aria, la tendenza alla combustione, le basse caratteristiche elastiche del 50% inferiori a quelle dell'alluminio e quella strana proprietà, che deriva dalla sua struttura atomica esagonale, d'essere molto più deformabile nel piano di base dei prismi che nelle altre direzioni, costituivano ostacoli considerevoli. Ciò malgrado si sono ottenute delle leghe di notevole interesse grazie all'aggiunta di piccole quantità di alluminio, zinco e manganese che, formando col magnesio soluzioni solide a concentrazione limite variabile con la temperatura, danno la possibilità di migliorare con la tempra le caratteristiche della lega risultante.

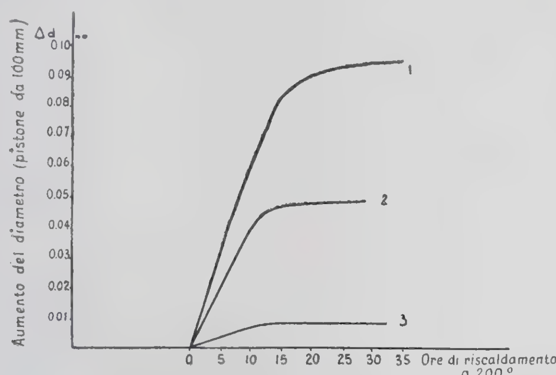


Fig. 9

Bisognerà tener presente però che il trattamento, in una lega con circa 10% Al, aumenta assai poco il limite di fatica: la sua azione non è dunque così completa come potrebbe sembrare.

I pezzi da trattare debbono essere perfettamente sani senza porosità o microfessure che sarebbero ancora più nefaste che per le leghe d'alluminio; il trattamento deve esser fatto in atmosfera inerte non contenente nè ossigeno nè azoto. Infine la durata del trattamento è sensibilmente più lunga di quella delle leghe d'alluminio essendo la temperatura utilizzata più bassa (circa 425°).

La fig. 10 fornisce le caratteristiche principali sulle quali si può contare per i pezzi sani.

Studi recentissimi hanno messo in evidenza la benefica influenza sul trattamento di aggiunte di cadmio, di argento e di calcio; Hanghton ha trovato i seguenti valori di R ed A per una lega forgiata contenente Al 8,5%, Ag 2,5%, Mn tracce, Ca tracce: R = 43 kg; A% = 5.

E' da segnalare infine che l'aggiunta di cerio e di cobalto aumenta la resistenza e la durezza a caldo delle leghe di magnesio il che ha permesso recentemente di poter costruire pistoni per motori d'aeroplano in lega ultraleggera.

Infine la preparazione di leghe esenti da impurezze saline o metalliche, l'aggiunta di metalli formanti soluzioni solide, la realizzazione di una struttura omogenea mediante la tempra

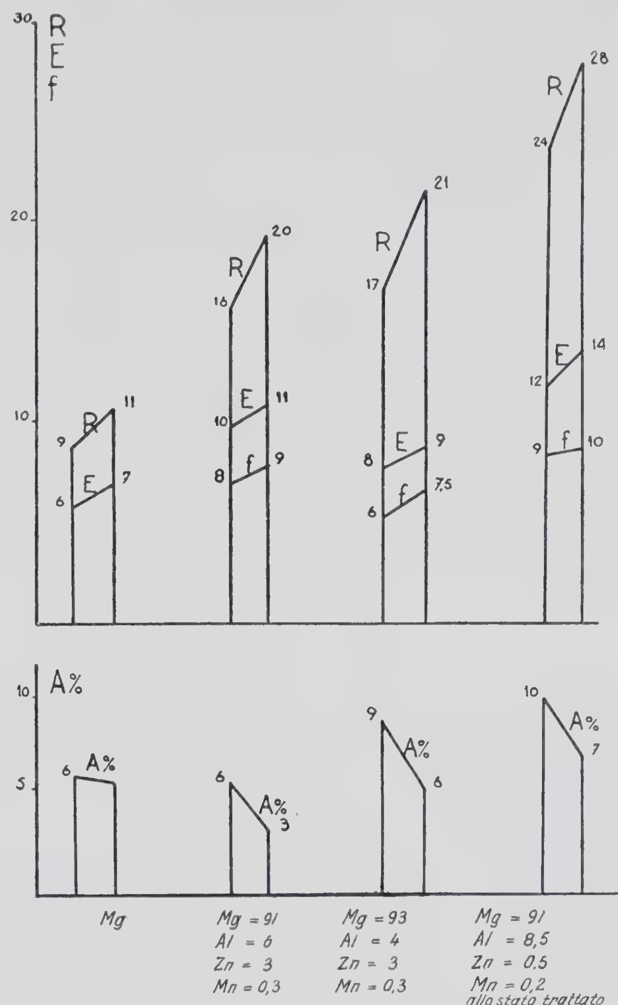


Fig. 10 - Caratteristiche delle leghe di magnesio.

hanno abbattuto molti ostacoli per l'utilizzazione del magnesio fra i quali in prima linea la facilità di corrosione.

La scoperta di protettori artificiali elettrolitici e di lacche dure e non fragili ne hanno aumentata ancora la resistenza per cui oggigiorno le leghe di magnesio sono anche largamente usate per parti interne di idrovolanti.

P. F.

c) Lavorazione all'utensile

H. Schallbroch, R. Wallichs e G. Bethmann - **Influenza dei liquidi refrigeranti sulla tornitura di leghe leggere** - «Z. Metallkunde» XXIX, pp. 301-304 (1937).

I liquidi refrigeranti e rispettivamente lubrificanti nella lavorazione al truciolo hanno importanza da tre punti di vista: vita dell'utensile, bontà della superficie lavorata, corretta formazione del truciolo. Gli AA. sperimentarono su 4 lubrificanti e 4 leghe leggere.

a) Vita utile dell'utensile.

Lavorando le leghe leggere l'attrezzo è sollecitato non tanto dal calore che si svolge quanto dal potere abrasivo del metallo lavorato a truciolo. Quindi l'importanza del potere lubrificante dei liquidi usati soverchia quella dell'effetto refrigerante. L'usura è funzione della pressione fra materiale e attrezzo e della velocità di taglio. Poichè il lubrificante diminuisce l'attrito fra ferro e pezzo, la pressione e l'usura ne sono ridotte.

Un lubrificante non ha lo stesso effetto per qualunque tipo di lega. L'olio di colza ad es. mostra un massimo d'influenza sulla forza tagliente (di cui la pressione fra pezzo ed utensile è una componente) nel caso delle leghe da getto (Al-Si-Mg), v. fig. 1. Seguono in ordine decrescente le leghe per tornio automatico, quelle per lavorazione plastica, e una lega a base di magnesio, nel-

la quale praticamente non si ha variazione della forza tagliente. La lubrificazione in generale è tanto più notevole quanto minore è la velocità del taglio.

Applicando vari lubrificanti ad uno stesso materiale (lega

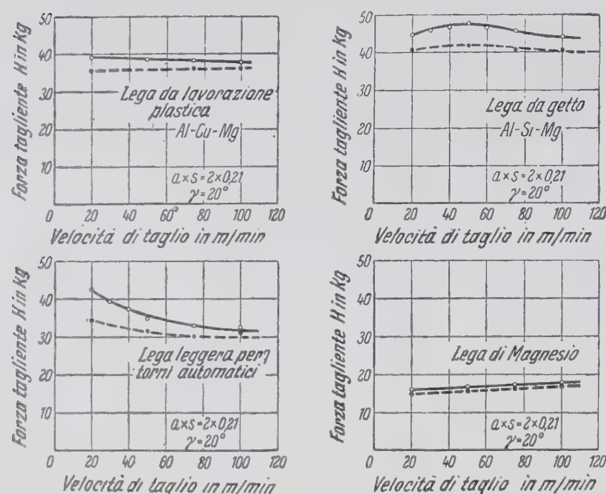


Fig. 1 - Influenza dell'olio di colza sulla forza tagliente principale di diverse leghe leggere.

da getto) si nota che la massima diminuzione (24%) della forza tagliente è data da un olio minerale solforato, mentre l'emulsione oleosa occupa un posto intermedio (16%) e l'ultimo spetta all'olio di colza (11% di diminuzione). L'acqua non ha alcun effetto e l'olio minerale non solforato è paragonabile all'emulsione 1 : 15 usata.

b) Bonta' della superficie del pezzo.

E' desiderabile che la superficie tornita sia il più possibilmente liscia e s'avvicini alla forma del cilindro geometrico.

Fotografie apposite dimostrano che già il semplice uso dei lu-

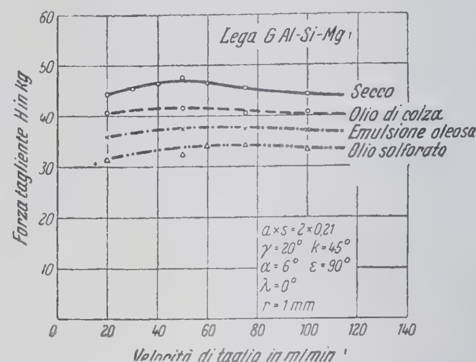
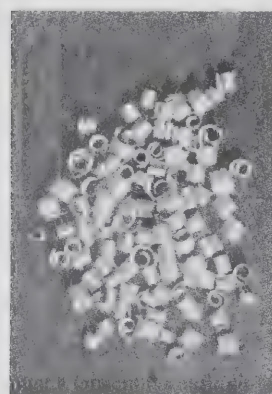


Fig. 2 - Influenza di vari oli sulla forza tagliente principale.

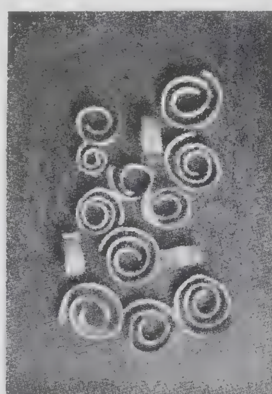
brificanti basta a migliorare notevolmente la superficie tornita. La distinzione tra i vari lubrificanti non è facile, però si vede anche qui la superiorità dell'olio solforato.

c) Formazione dei trucioli.

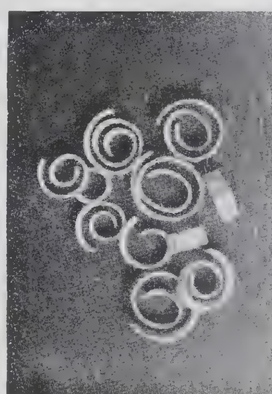
Anche questi dipendono nella loro conformazione dal lubrificante usato, naturalmente a parità d'altre condizioni. L'olio



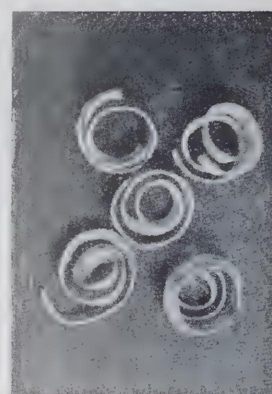
3 a



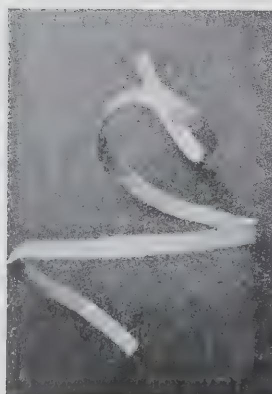
3 b



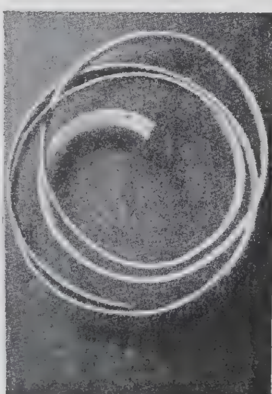
3 c



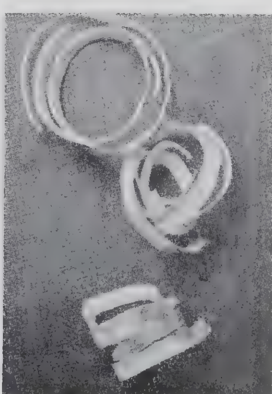
3 d



3 e



3 f



3 g



3 h

Fig. 3 - Materiale usato: Lega leggera da getto Al-Si-Mg 0,7 $\times$ axs = 2 $\times$ 0,21.

Fig. 3a-3d - v = 20 m/min. — Figg. 3e-3h - v = 100 m/min. — Figg. 3a-3h, influenza dei diversi oli sulla formazione dei trucioli.

solforato, tanto alla velocità di 20 m/min., quanto a quella di 100 m/min dà origine al truciolo migliore, cioè più piccolo, che a 20 m/min si avvicina al truciolo comminuto desiderato dai tornitori. A velocità superiori si hanno nastri corti o spirali piatte.

Una tabella degli AA. riassume i dati sperimentali: se ne può dedurre che la forma del truciolo, al crescere della velocità periferica, passa dalla spirale piatta a quella cilindrica, a spire prima strette, poi larghe, mentre l'orlo del truciolo da dentato diventa liscio. Il rovescio del truciolo tende, sempre aumentando la velocità, a diventare sempre più liscio; la fragilità del truciolo non cambia e scompare il taglio secondario formato dai detriti sul coltello.

In linea generale l'olio minerale solforato è quello che dà i trucioli aventi la conformazione più favorevole.

EFFETTO REFRIGERANTE DEI LUBRIFICANTI.

Come era da aspettarsi, gli AA. trovano che l'effetto più forte è proprio quello dell'acqua. I vari tipi d'olio cominciano ad influenzare la temperatura di taglio solo a partire da velocità dell'ordine di 80 m/min.

In ordine di refrigerazione (cioè diminuzione massima della temperatura di taglio) decrescente abbiamo la serie: acqua, olio di colza, emulsione oleosa, olio minerale solforato, e naturalmente lo stato secco. Ricordiamo che per l'azione lubrificante i quattro liquidi stanno esattamente nell'ordine inverso, in quanto che l'effetto lubrificante dell'acqua è quasi zero, sempre nel caso delle leghe da getto Al-Si-Mg.

V. B.

H. OPITZ e W. ZIMMERMANN - **Lavorazione al truciolo di leghe leggere per torni automatici** - «Metallkunde» XXIX, pp. 296-300 (1937).

Nell'acciaio e nella ghisa si può misurare la resistenza degli attrezzi in base al tempo che decorre dall'inizio fino ad un'improvvisa distruzione completa del taglio. le leghe d'alluminio consumano invece progressivamente gli attrezzi, sicchè per misurarne il consumo occorre basarci sullo stato della superficie e sull'usura.

Wallichs e Hunger hanno dimostrato che nella tornitura di leghe leggere la maggiore usura si verifica sulla *faccia libera* dell'attrezzo. (V. anche «Alluminio», vol. VI, p. 201, 1937, N° 4). L'altezza *e* (fig. 1), indicata con VB, è la larghezza media dell'area d'usura e costituisce la misura della resistenza dell'attrezzo. Portando in un sistema di coordinate la grandezza VB in funzione del tempo di passata, si hanno curve come quelle di fig. 2. Da questa figura si può inoltre vedere che VB è anche adatto per caratterizzare fini differenze nell'interno del materiale da tornire.

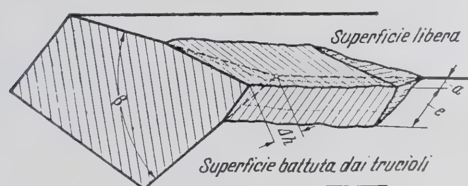


Fig. 1

Per ogni velocità di taglio si hanno curve apposite; alle velocità maggiori corrisponde un aumento più rapido di VB. Si hanno così delle curve che somigliano a quelle note dalla lavorazione dell'acciaio; però mentre in quest'ultimo caso il termine delle curve è dato dal cedimento dell'attrezzo, le curve corrispondenti delle leghe leggere terminano quando è raggiunto un valore determinato di VB. Gli AA. riportano delle curve che somigliano in tutto a quelle già riportate da «Alluminio» (l. citato)

Con una forma data dell'utensile l'aumento del diametro del pezzo tornito è proporzionale all'aumento di VB. Quindi la «vita» ammissibile per un utensile in officina è legata alle tolleranze ammesse nella lavorazione. La lavorabilità al tornio di una lega leggera si riconosce quindi: a) dalla velocità di taglio che entro un tempo stabilito permette di raggiungere un valore dato di VB, ad es. 0,2 mm; b) dall'inclinazione della curva caratteristica (tempo di passata-velocità di taglio) nel sistema di coordinate bi-logaritmiche, cioè con ascisse e ordinate proporzionali ai logaritmi delle grandezze citate.

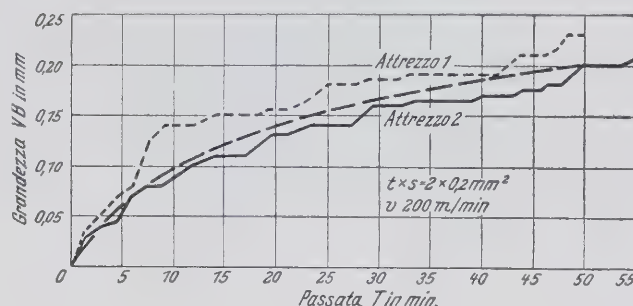


Fig. 2 - Larghezza della superficie d'usura in funzione del tempo di passata T, per leghe del tipo Al-Cu-Mg.

Non solo la durezza, ma anche la composizione e i trattamenti termici subiti dai materiali lavorati influiscono sul deterioramento del taglio.

Nella lavorazione su torni automatici tre sono i punti di maggiore interesse: formazione del truciolo, usura dell'attrezzo e qualità della superficie lavorata.



Fig. 3 - Trucioli di due leghe leggere per torni automatici. v = m 100/1'; angolo del truciolo = 0°; K = 60°.

Per lavorare leghe leggere da torni automatici si può adottare nell'utensile un angolo del truciolo = 0°, come per l'ottone. In fig. 3 si vedono i trucioli di due di tali leghe, ottenuti in condizioni uguali di tornitura. Gli AA. sono contrari ai trucioli aghiformi, che condurrebbero a più rapida usura degli attrezzi: non è perciò desiderabile ottenere nelle leghe d'Al la stessa forma di truciolo come nell'ottone.

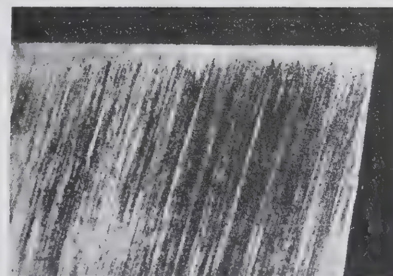


Fig. 4 - Attrezzo nuovo. y = 0°; K = 60°.

Le varie leghe leggere per automatici sono assai diverse riguardo all'usura dei ferri. Vedansi ad es. le figg. 4-7. Nelle

prime tre abbiamo tre fasi dell'usura d'un attrezzo, da parte di una lega d'Al, con durezza Brinell = 103, per automatici. Il taglio intatto della fig. 4, dopo 15 minuti di lavoro s'è ricoperto d'un taglio secondario dovuto a trucioli depositati: ciò reca

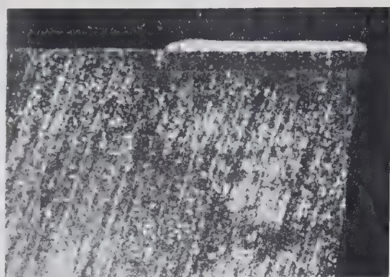


Fig. 5 - Lo stesso dopo 15 min. di lavoro. v = m 100/1', lega leggera N° 1 per automatici.

grande pregiudizio alla bontà della superficie tornita, come si sa dal caso dell'acciaio. Lo stesso attrezzo è visibile in fig. 6 dopo 182 minuti di passata. Il taglio secondario è stato asportato per rendere meglio visibili le alterazioni dello spigolo. La velocità era di m 100 per minuto.

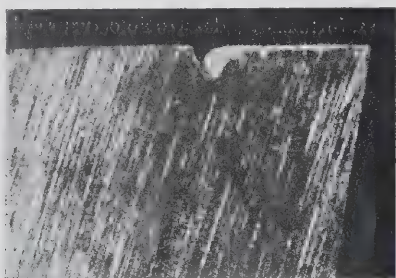


Fig. 6 - Lo stesso dopo 182 min. di lavoro. Lega N° 1 .v = m 100/1'.

Nella fig. 7 invece vediamo un attrezzo applicato ad altra lega, durezza Brinell = 138, velocità di taglio m 100/', dopo 58 min. di lavoro. S'osserva un consumo maggiore; il diametro del pezzo era aumentato di 0,1 mm. Esperimenti condotti su un bronzo d'alluminio (Cu = 90,5%; Al = 9,5%; durezza Brinell = 182) nelle stesse condizioni mostrarono che anche sulla faccia battuta dai trucioli s'ebbe una forte usura, ciò che non si verifica colle leghe leggere. Si ebbe anche, similmente in ciò alla lega della fig. 7, un forte sviluppo di calore che si manifestò sul ferro con una zona ben visibile di rinvenimento.

Le curve VB/tempo delle due leghe leggere dianzi considerate sono visibili (in coordinate cartesiane) nella fig. 8, per diverse velocità di taglio. I punti rilevati sperimentalmente presentano scarsa dispersione rispetto alla curva; del resto sono stati utilizzati anche punti determinati usando attrezzi diversi. Il fatto della buona riproducibilità dei risultati indica omogeneità dei materiali lavorati. Anche nelle condizioni normali d'officna sussiste quanto è stato detto, come dimostrano esperienze condotte a m 180/1'.

Facendo un confronto tra due leghe da torni automatici, due leghe Al-Cu-Mg, un bronzo d'alluminio e l'ottone Ms 58, si vede che entro il gruppo Al-Cu-Mg si hanno notevoli differenze



Fig. 7 - Attrezzo dopo 58 min. di lavoro. Lega N° 2. v = m 100/1'.

dovute in parte alla durezza; che (per un VB = 0,1 mm) con una passata di 60 minuti le leghe leggere per automatici permettono velocità di taglio piuttosto differenti: m 135/1' per l'una e m 72/1' per l'altra. Il bronzo somiglia nel suo comportamento a quest'ultima lega e l'ottone, dal punto di vista usura dello strumento, è superiore al miglior rappresentante del gruppo Al-Cu-Mg, gruppo che a sua volta supera gli altri materiali.

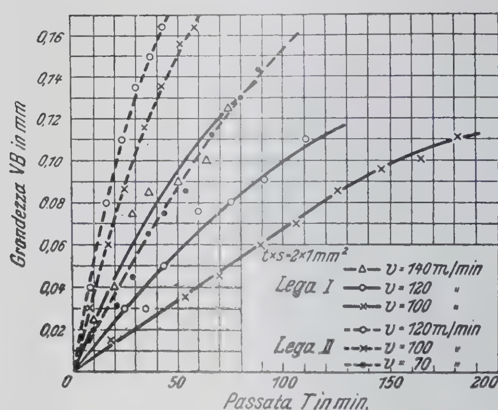


Fig. 8 - VB (larghezza dell'usura) sulla faccia libera dell'attrezzo in funzione del tempo di passata T per le due leghe leggere N. 1 e N. 2 (figg. 3-7).

La qualità della superficie tornita si rilevò tanto col microscopio, quanto con uno strumento registratore ottico-meccanico. Le due leghe leggere per automatici esaminate dagli AA. risultano pressochè equivalenti ripartendo il lavoro di taglio su due passate. Non si ebbero difficoltà perticolari nel filettare le suddette leghe leggere. V. B.

d) Saldatura e chiodatura

A. RAJACOVICS - **Ricerche sulle leghe d'alluminio saldate** - «Z. Metallkunde» XXIX, pp. 315-318 (1937).

Le leghe d'Al si possono saldare per fusione, martellamento o elettricamente a resistenza. L'A. s'occupa solo della saldatura per fusione e ritiene che tre metodi siano da prendersi in considerazione: la saldatura autogena, quella Arcatom e quella ad arco voltaico con elettrodi rivestiti.

Quest'ultimo sistema è attualmente ancora in via di sviluppo. Per l'autogena si può usare tanto la fiamma ossi-acetilenica quanto quella ossidrica, però quest'ultima pare preferibile all'A. specie per le lamiere sottili.

Il metodo Arcatom è quello di gran lunga preferibile per oggetti in lega leggera, a pareti sottili. In esso si fa scoccare un arco voltaico a corrente alternata fra due elettrodi di tungsteno, in un'atmosfera di idrogeno. Il gas effluisce dagli elettrodi costruiti a mo' d'eiettore anulare. Com'è noto nella zona più calda dell'arco voltaico si ha parziale dissociazione delle molecole in atomi d'idrogeno, secondo lo schema:



$$H_2 = 2\,H,$$

processo che assorbe calore. Gli atomi si riuniscono nuovamente

a molecole, liberando il calore assorbito, nelle zone meno calde e soprattutto nell'urto contro i pezzi da saldare. Poichè il riscaldamento locale del pezzo è così portato all'estremo, il riscaldamento di tutto il pezzo è tanto scarso che si può rinunciare ad un riscaldamento preventivo: perciò si possono serrare i pezzi in morse o simili e s'evitano delle deformazioni. Per di più l'atmosfera d'idrogeno protegge dall'azione dell'ossigeno e dell'azoto atmosferici, impedendo la combustione del metallo.

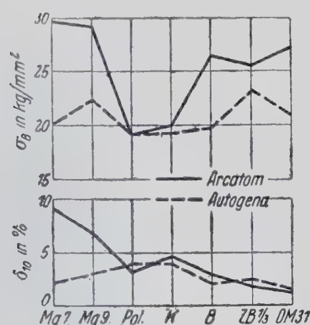


Fig 1 - Confronto fra saldatura autogena ed Arcatom. Lamierino da 1 mm, fusione completa, riduzione dello spessore del cordone.

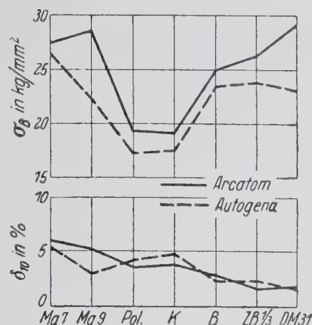


Fig. 2 - Come fig. 1, ma con bacchetta d' apporto.

Si può interrompere il processo di saldatura e si possono saldare dei pezzi ad angolo, semplicemente accostando e fondendo gli orli. Il processo Arcatom è applicabile a spessori di lamiera fino ad un minimo di mm 0,3. Esso evita gli inconvenienti della saldatura ad elettrodi rivestiti, cioè la combustione del rivestimento e conseguente ricambio degli elettrodi, nonchè la ripulitura della saldatura dalle scorie.

L'A. ha eseguito prove parallele di resistenza meccanica su lamiere, di pari spessore, di varie leghe per lavorazione plastica, saldate ora alla fiamma ossi-acetilenica ora all'Arcatom.

S'esaminarono anche la posizione della linea di saldatura con o senza metallo d'apporto e la variazione delle proprietà meccaniche dopo martellamento della saldatura. Si studiarono leghe del tipo Al-Mg (dolce), Al-Mg-Si (modificato a freddo) e Al-Mg-Cu (modificato).

L'A. ebbe cura di operare in condizioni costanti, d'usare quasi sempre come bacchetta d'apporto, del metallo uguale a quello di saldare e di ridurre lo spessore della sutura a quello della lamiera, per limatura o fresatura. Egli riassume le proprie esperienze in numerose tabelle. Le figg. 1 e 2 mostrano chiaramente la superiorità del metodo Arcatom rispetto alla saldatura autogena, per quanto riguarda le leghe Al-Mg e Al-Cu-Mg. La saldatura degli orli opportunamente ripiegati è sempre preferibile alla saldatura con metallo d'apporto. Però in certe leghe ad altissima resistenza, allo stato modificato, la piegatura degli orli dava luogo a piccole cricche, per cui la saldatura con metallo d'apporto in tal caso appare preferibile.

Lavorando colla fiamma ossi-acetilenica il metallo d'apporto è sempre indicato e preferibile.

Nel gruppo Al-Mg-Si non pare che i risultati vengano gran che influenzati a seconda che si tratti di saldare per orli ripiegati o con metallo d'apporto, con fiamma all'autogeno o secondo il metodo Arcatom. Il carico di rottura è diminuito e l'allungamento aumentato, ciò che dall'A. è attribuito all'uso di bacchette in Al puro, col 5% in Si.

Fino a 4 mm di spessore la saldatura Arcatom non pare richieda preriscaldamento; questo diventa necessario invece con spessori maggiori, usando gli elettrodi in tungsteno da mm 1,5. Con ciò va perduto uno dei migliori vantaggi del metodo Arcatom. Però l'A. potè ottenere buoni risultati anche con 6 mm di spessore e senza preriscaldamento, nelle leghe Al-Cu-Mg.

L'A. ricorda espressamente che per la lega Duranalium Mg 7, il limite d'allungamento dei provini saldati supera sempre quello dei provini non saldati.

Martellando il cordone di saldatura in certi casi si può ottenere d'aumentare le proprietà meccaniche. L'aumento dipende fortemente dal volume di metallo deformato, e questo volume è funzione della temperatura del martellamento, dello spessore del pezzo e del cordone, oltre che della forza e numero dei colpi. Le leghe del tipo Al-Mg-Si non subiscono aumenti di sorta per effetto del martellamento sulla saldatura: talvolta s'osservano diminuzioni, e nel caso delle leghe Al-Cu-Mg occorre battere con oculatezza per evitare cricche di tensione.

La diminuzione della resistenza meccanica non ha naturalmente luogo se il cordone non si riduce allo spessore del provino, ma si lascia tal quale. Nelle leghe tipo duralluminio si può dunque mediante saldatura Arcatom e martellamento successivo evitare la perdita di resistenza meccanica; restava però finora la diminuita resistenza chimica come ostacolo per la saldatura di queste leghe. L'A. perciò ha fatto degli esperimenti per migliorare anche la resistenza alla corrosione. A questo scopo egli ha ricoperto la saldatura e la zona adiacente con uno strato di lega Al-Mg-Si, deposto collo spruzzatore. Il saggio di corrosione adottato era quello rapido D V L, che usa una soluzione acquosa di 3% NaCl e 0,1% H_2O_2. I saggi non ricoperti di metallo erano disgregati tutti dopo 9 settimane, mentre quelli placcati neppure dopo 12 settimane presentavano alterazioni delle proprietà meccaniche. Ecco una possibilità per allargare il campo d'applicazioni della saldatura di leghe leggere.

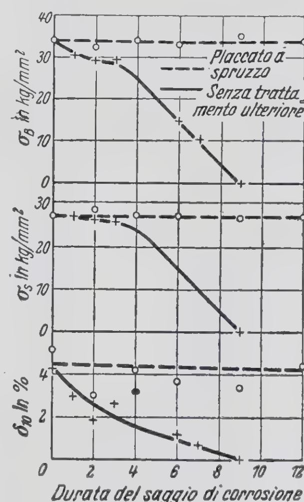


Fig. 3 - Esperienze di corrosione su lega Duralplat saldato. Saggio rapido DVL, metodo Arcatom, spessore 1 mm, fusione completa.

V. B.

IX. - IMPIEGHI INDUSTRIALI

b) Trasporti

H. Brauer - **Costruzione di una carrozzeria eseguita completamente in lega leggera** - «Aluminium» V, pp. 311-315 (1938).

L'esposizione automobilistica di quest'anno nello Stand delle Vereinigten Leichtmetall Werke ha suscitato vivo interesse presso i visitatori, i quali osservando la linea non comune delle automobili presentate, si chiedevano quali miglioramenti si erano voluti ottenere con ciò.

Esaminiamo innanzi tutto brevemente quelle che sono state finora le «carrozzerie areodinamiche». Molto spesso, per tener troppo conto del gusto dell'acquirente, non si era saputo abbastanza staccarsi dalle forme tradizionali, non rispondendo in tal modo ad un punto di vista essenzialmente aerodinamico. Anche dal punto di vista del confort, le linee aerodinamiche finora usate sono da scartarsi, perchè esse si possono ottenere solo col sacrificio per lo meno dello spazio del bagaglio.

Quindi, senza un piano preconcetto, è sembrato utile fare dei tentativi che cercassero di chiarire dal punto di vista scientifico il problema della resistenza dell'aria.

In base alle proposte del prof. Everling, vennero eseguiti dal prof. Kamm alcuni esperimenti, subito incoraggiati dal Ministero delle Comunicazioni del Reich, per la fabbricazione di un'automobile conforme alle nuove proposte. Poichè le leghe leggere nell'industria civile non sono ancora assurte all'altezza della fabbricazione in serie, malgrado esse presentino sufficiente facilità di lavorazione resistenza e notevoli vantaggi economici, le «Vereiningten Leichmetall Werke» decisero di prender parte alla costruzione di una carrozzeria in lega leggera seguendo le proposte di Everling (fig. 1).

Vi sono due metodi fondamentali nella costruzione delle carrozzerie, il primo per la fabbricazione in serie, il secondo per la fabbricazione fuori serie.

I°) Il fasciame esterno viene fabbricato in parti separate di lamiera che sono poi riunite insieme in modo da formare una volta che offra una resistenza sufficiente.



Fig. 1 - Carrozzeria fatta completamente in lega leggera su disegno di Everling.

Per tutto ciò occorrono:

a) macchine per lo stampaggio in serie delle singole parti.

b) dispositivi di montaggio che tengano in posizione giusta le singole parti le une rispetto alle altre quando vengono riunite insieme.

II°) Per questa fabbricazione si costruisce una carcassa che ha le seguenti funzioni:

a) modello per le singole parti del fasciame da fabbricare a mano

b) dispositivo di montaggio

c) rinforzo della volta formata dal fasciame esterno.

In quanto alla resistenza che questa volta deve possedere, l'esperienza insegna che questa costruzione sollecitata in vari modi è sufficientemente resistente qualora essa presenti una buona rigidità e che gli eventuali rinforzi della struttura siano disposti razionalmente.

Le possibilità di impiego dell'acciaio e del legno in questa costruzione sono ormai limitate dato l'uso crescente delle leghe leggere.

Per le costruzioni portanti la saldatura non è ancora raccomandabile, per quanto si abbiano a disposizione delle leghe ben saldabili.

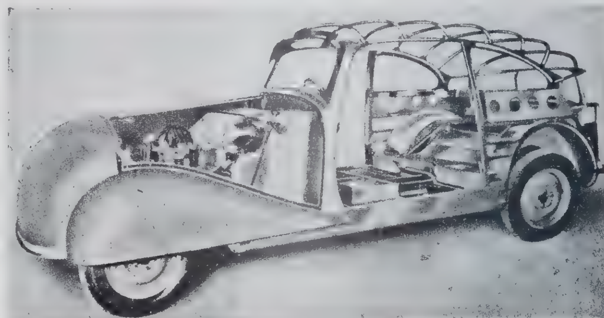


Fig. 2 - Intelaiatura - (lega Pantal).

Per il rivestimento in lamiera, che ha l'unica funzione di garantire una sufficiente rigidità alla forma, la saldatura invece può essere usata, poichè la riduzione di resistenza alla trazione e di dilatazione non impedisce alla lamiera di assolvere il suo compito.

Come elementi costituenti il telaio si usano gli angolari, sia per la loro facilità di piegatura sia perchè — dopo essere chiodati alla lamiera — forniscono un elevato momento di inerzia.

In quanto al tetto la volta già per se stessa rigida, viene rinforzata con tubi arcuati che non possono però essere messi a contatto diretto con la lamiera. Essi vengono perciò rivestiti di feltro per impedire degli urti dannosi.

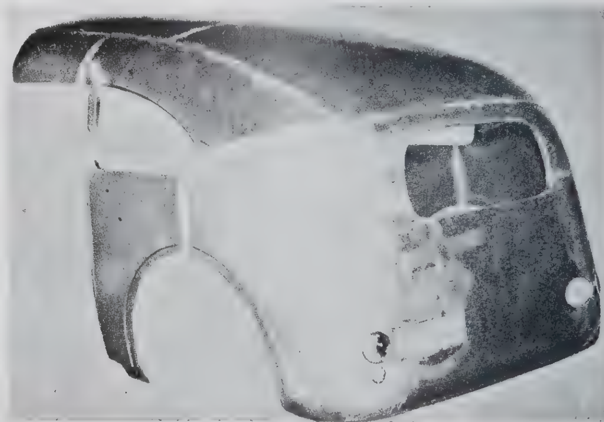


Fig. 3 - Parte posteriore del fasciame di lamiera costituita da singoli elementi saldati insieme - (lega K. S. Seewasser).

I tubi arcuati hanno pure lo scopo di sopportare un eventuale carico anormale quando la resistenza della lamiera viene a mancare. Inoltre sono costruiti razionalmente, in modo da presentare una grande facilità di montaggio.

Tutte le parti di costruzione indipendenti e perciò sottoposte ad una sollecitazione relativamente limitata, come porte, cofani, sportelli dei cofani sono saldate. I profili di orlatura vengono quindi saldati ad un telaio e quest'ultimo viene unito alla lamiera con una saldatura per punti.

In base all'esperienza acquistata durante la costruzione di questa carrozzeria, si può senz'altro affermare che se il progetto costruttivo è fatto con cura, l'impiego del metallo leggero può essere raccomandato anche in questo campo di applicazione, specie per la sua facilità di lavorazione e per i vantaggi economici che ne derivano. F. S.

J. A. GRÉGOIRE - **Il problema dell'alleggerimento nell'automobile** - «Mécanique» CCLXXV, pp. 259-260 (1937)

L'alleggerimento razionale d'una vettura ne abbassa il prezzo di vendita. Oltre questo vantaggio economico bisogna tener conto anche dell'aumentato rendimento del motore a parità di condizioni, e della maggior maneggevolezza e dolcezza di guida. Non è però facile calcolare con esattezza le sezioni, per la difficoltà di stabilire le esatte condizioni di sollecitazione. Bisogna perciò sottoporre la maggior parte dei pezzi a svariate prove di resistenza. Un ottimo sfruttamento del materiale non potrà però far conseguire quei risultati che si ottengono con l'applicazione di nuovi procedimenti. Ad esempio si è realizzato un grande alleggerimento con le successive trasformazioni della carrozzeria, che da semi-metallica è divenuta completamente metallica.

In questi ultimi anni alcuni costruttori (Lancia, Citroën, Fiat ecc.) hanno sostituiti i longheroni dello « châssis » con la parte inferiore dei pannelli laterali della carrozzeria. Il Salone del 1937 ha visto comparire una nuova realizzazione: l'« Amilcar Compound » della S. Hotchkiss. Quattro pezzi, colati in « Alpax », formano nel complesso la carcassa della vettura rimpiazzando lo « châssis » e la base della carrozzeria. Su questo insieme vengono fissati da una parte gli organi meccanici, dall'altra il rimanente della carrozzeria. Questa nuova concezione ha permesso di diminuire ancora il peso della vettura, pur aumentando la rigidità, la facilità di montaggio e di riparazione. P. R.

c) Industrie chimiche ed alimentari

— — - **L'alluminio nell'industria del petrolio** - «Oil News» Vol. XLIII, pp. 102-105 (1938).

Le numerose prove offerte dalla pratica hanno dimostrato che l'alluminio possiede una rimarchevole resistenza alla corrosione da parte degli idrocarburi ed in generale è assai inerte all'azione dei composti solforati. Esso viene — appunto per questo — comunemente usato e con notevole successo in contatto diretto col petrolio grezzo, contenente quantità rilevanti di idrocarburi, sabbia, solfo, composti azotati e ossigenati.

I risultati ottenuti negli impianti per il deposito del petrolio, realizzati completamente in alluminio hanno dimostrato che questo metallo assolve il suo compito superando ogni previsione ottimista.

Sebbene le spese di impianto siano piuttosto elevate, si è visto che la durata dei serbatoi collaudati nelle condizioni più sfavorevoli, giustifica completamente l'investimento di un capitale anche se rilevante.

E' logico quindi che l'alluminio — specie per questa industria — si presti a numerose applicazioni tutte di estremo interesse.

Benchè normalmente si costruiscano dei serbatoi di deposito interamente in alluminio sottili lamiere di questo metallo vengono usate per fòderare l'interno di recipienti o serbatoi di legno destinati a contenere petrolio grezzo assai corrosivo.

La ricopritura di un serbatoio di deposito viene effettuata sia con l'alluminio in foglie sottili sia con la pittura di alluminio che è impiegata larghissimamente dall'industria del petrolio in vista del suo elevato potere riflettente.

Entrambi questi mezzi di ricopritura hanno il vantaggio di mantenere l'interno del serbatoio ad una temperatura meno elevata riducendo quindi le elevate perdite per evaporazione.

E' interessante inoltre accennare alle prove eseguite dal « Bureau of Mines » per confrontare il comportamento di un nuovo tipo di serbatoio che ora descriveremo.

Gli esperimenti si sono effettuati su due serbatoi fissi di dimensioni identiche, l'uno costruito interamente in alluminio, l'altro attuato in acciaio col tetto e il bordo in alluminio. Dopo esattamente un anno di esercizio entrambi — perfettamente puliti — vennero esaminati dalla commissione incaricata per queste prove e vennero trovati in ottime condizioni senza alcuna traccia di corrosione.

Questi serbatoi di costruzione mista, vengono ora usati in pratica per contenere il petrolio depurato, mentre quelli costruiti interamente in alluminio o in lega di alluminio hanno il compito esclusivo di raccogliere il petrolio grezzo, così come esso viene fornito dal pozzo. Il petrolio depurato non contiene acqua in quantità superiore del 1,5% ed è praticamente esente da idrogeno solforato. Il tipo di serbatoio a costruzione mista si è dimostrato assai resistente alla corrosione grazie all'azione dell'alluminio che previene ogni formazione di solfuri. Non si sono riscontrati, infine, fenomeni di corrosione dovuti al contatto dell'alluminio coll'acciaio.

Anche nella fase di distillazione del petrolio, l'alluminio ha fornito interessanti applicazioni. Largo impiego infatti hanno trovato gli scambiatori di calore in alluminio che sfruttano l'elevata conducibilità termica del metallo e la sua alta resistenza alla corrosione.

I prodotti distillati vengono nuovamente riscaldati per permettere la separazione della paraffina che viene eliminata per filtrazione. In questo campo l'alluminio viene usato con notevoli vantaggi in virtù della sua leggerezza e della sua inattaccabilità.

Le alte temperature e le pressioni limitano in genere l'uso di questo metallo, per quanto si sia visto che anche in queste condizioni non del tutto favorevoli esso fornisce dei risultati talmente buoni da indurre l'uso dell'alluminio per la fabbricazione delle « bubble caps » in luogo della ghisa o dell'acciaio.

Le applicazioni dell'alluminio in questa industria vengono inoltre estese a tutto quanto riguarda gli impianti per il sollevamento del petrolio dei pozzi (catene, recipienti ecc.) e con non minore successo.

F. S.

e) Varie

W. BETTERIDGE - **Leghe magnetiche al nichel-ferro-alluminio** - «The Iron and Steel Inst.» V, advance copy, (1939).

Fino a circa 20 anni fa i migliori materiali adoperati come magneti permanenti erano gli acciai al cromo-tungsteno. Nel 1917 Honda e Takagi annunziarono la scoperta di un acciaio al cobalto che pur possedendo caratteristiche magnetiche eccellenti non ebbe nei primi anni successo a causa del suo costo elevato; in seguito però questo materiale venne adottato con le percentuali standard di 0, 15 e 35% di Co.

Nel 1932 Mishima ottenne un brevetto per una lega di ferro-nichel-alluminio avente caratteristiche superiori a quelle del migliore acciaio al cobalto e il cui costo era considerevolmente più basso.

Il pregio principale di tale lega è la sua elevata forza coercitiva che raggiunge circa i 500 oersted.

Parecchie modifiche sono state fatte sulla composizione originale della lega, ma solo una, e cioè l'aggiunta di cobalto, ha avuto largo successo. La lega tipica ternaria aveva la seguente composizione: 63% Fe; 25% Ni; 12% Al e i valori del magnetismo residuo e della forza coercitiva erano rispettivamente di 10000 gauss e 700 oersted.

Misure magnetiche più accurate mostrarono però che il più al-

to valore del magnetismo residuo si aggirava intorno ai 7000 gauss ma che, ciononostante, le proprietà di tali leghe erano notevolmente superiori a quelle degli altri materiali.

Ulteriori ricerche stabilirono che le migliori caratteristiche si ottengono con materiali gettati e successivamente trattati termicamente a 400°-700°C.

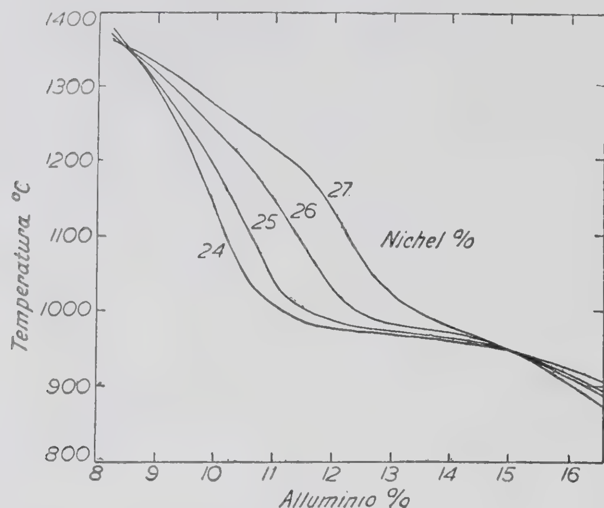


Fig. 1 - Temperatura critica di tempra per le leghe Fe-Ni-Al.

Con la presente ricerca l'A. si propose anzitutto di studiare la composizione più favorevole variando la percentuale del nichel dal 23 al 29% e quella dell'alluminio dall'8 al 17%.

I magneti gettati in sabbia ebbero inizialmente basse proprietà magnetiche ma caratteristiche meccaniche superiori a quelle dei magneti colati in conchiglia che hanno il difetto di creparsi al raffreddamento. Esse però possono venire migliorate fino ad uguagliare quelle del più buon magnete colato in conchiglia mediante un riscaldamento a 1100° seguito da tempra in aria o in

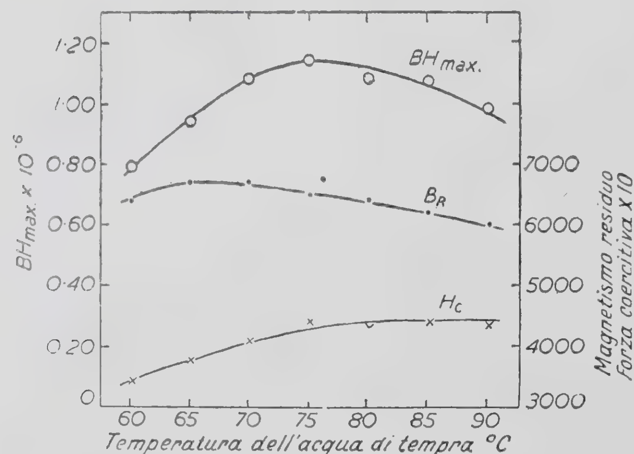


Fig. 2 - Effetto della temperatura dell'acqua di tempra sulle proprietà magnetiche della lega con 62.8% Fe, 24.5% Ni, 12,7% Al, 0,08% SiO_2.

acqua fredda. La temperatura dell'acqua influenza notevolmente le proprietà magnetiche ed è facile trovare un optimum di temperatura con il quale si raggiungono i migliori risultati. Dopo la tempra un magnete può venire successivamente riscaldato fra 600° e 700° per un periodo di 1-5 ore.

I magneti colati in sabbia e così trattati possono acquistare una magnetizzazione permanente del 10% superiore a quella dei magneti gettati in conchiglia.

Lo studio condotto dall'A. ha avuto principalmente i seguenti scopi: determinazione della temperatura critica di tempra e di riscaldo antecedente alla tempra, determinazione del grado di raffreddamento durante la tempra, ricerca dell'effetto di tempra e determinazione delle proprietà magnetiche.

Le leghe furono fuse in un forno ad alta frequenza del tipo Aiax-Northrup con crogiolo di silimanite e in ambiente d'aria; i metalli componenti furono il ferro Armco, l'alluminio commer-

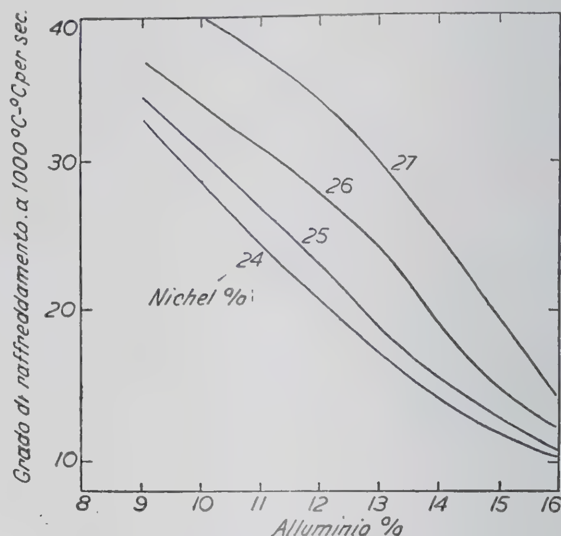


Fig. 3 - Grado di raffreddamento optimum delle leghe Fe-Ni-Al.

cialmente puro e il nichel Mond in pallottole. Le leghe fuse a 1550°-1600° furono colate in forme rettangolari di sabbia dalle dimensioni di 44 × 37 × 18 mm. Le proprietà magnetiche sono state determinate con un apparecchio nel quale il magnete sotto prova rinforza il campo di un piccolo generatore la cui armatura è costituita da un disco di ferro rotante; il campo smagnetizzante è invece applicato tutto intorno al magnete. La direzione di magnetizzazione fu sempre parallela alla più lunga dimensione

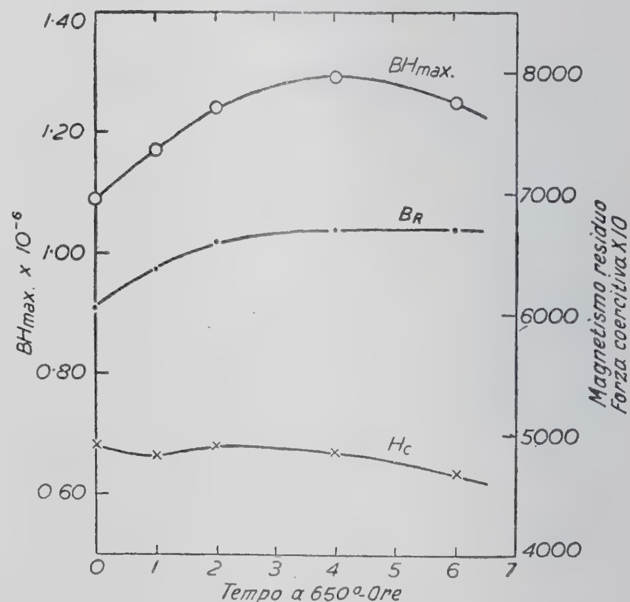


Fig. 4 - Curve di rinvenimento di un magnete temprato da 1100° in acqua a 75° - Composizione: Fe 61,4%; Ni 26,4%; Al 12,5%; SiO_2 0,11%.

del magnete di prova e il campo magnetizzante fu di 3000-4000 oersted.

Su ogni campione si determinarono il valore della rimanenza magnetica, della forza coercitiva e del BH_{max}; lo strumento di misura fu adattato anche per la misura di $4\pi I$ o flusso nel

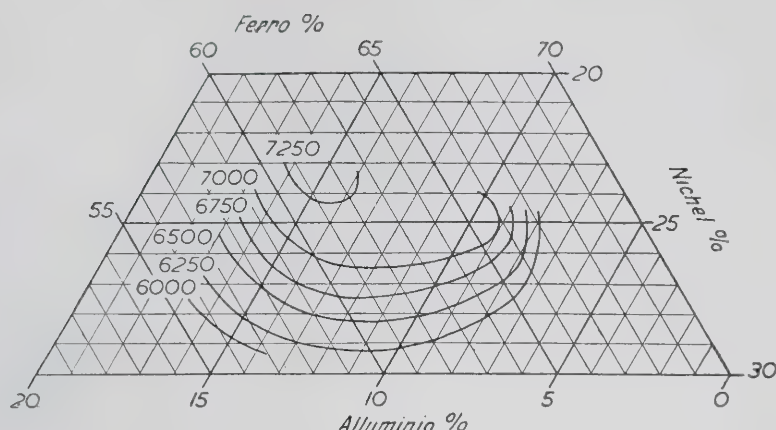


Fig. 5 - Magnetismo residuo delle leghe Fe-Ni-Al.

magnete dovuto al suo stesso ferromagnetismo e non per quella del B o flusso totale. I diagrammi riportati sono stati però tutti modificati in modo da corrispondere al flusso totale.

La temperatura critica di tempra di ciascuna lega venne stabilita temprando i campioni da temperature variabili di 50° in acqua a 75°; quest'ultima temperatura dà un favorevole grado di raffreddamento, se non l'ottimo, per un magnete dalle dimensioni sopra citate.

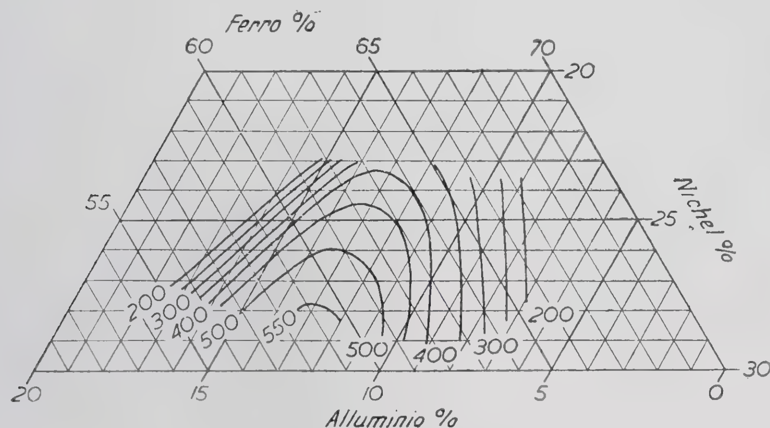


Fig. 6 - Forza coercitiva delle leghe Fe-Ni-Al.

Misurate le proprietà magnetiche, i valori trovati indicarono se la temperatura di tempra era al di sopra o al di sotto del valore critico dato che tali proprietà sono costanti quando la temperatura è superiore alla critica e molto variabili invece se inferiore. In fig. 1 sono riportati i valori della temperatura critica per tenori d'alluminio variabili e per tenori di nichel costanti.

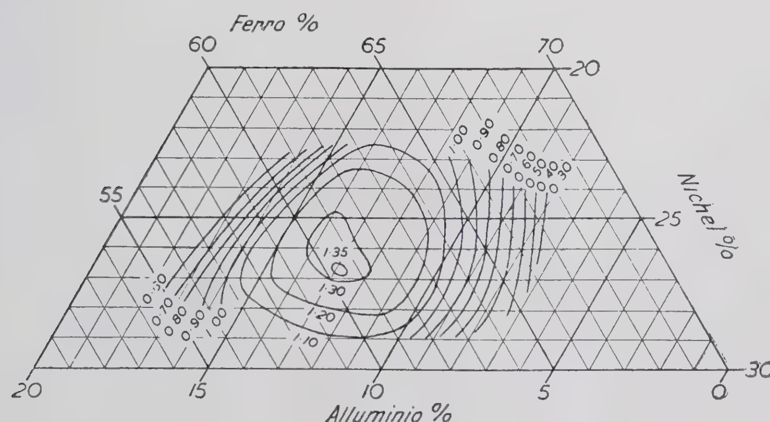


Fig. 7 - BH_{max} delle leghe Fe-Ni-Al.

Il grado optimum di raffreddamento fu determinato temprando una serie di campioni dalla temperatura critica e variando ogni volta di 5 gradi la temperatura del bagno di tempra: la fig. 2 mostra l'effetto di tale variazione nelle proprietà magnetiche di una lega tipica.

E' da notare che un aumento della temperatura dell'acqua o meglio una diminuzione del grado di raffreddamento riduce il valore di B ma fa aumentare la forza coercitiva H cosichè il valore di BH_{max}, che è il prodotto dei due, rimane al valore massimo relativo alla temperatura optimum dell'acqua.

Col grado optimum di raffreddamento così determinato e riferito al tenore d'alluminio si ottennero le curve del diagramma di fig. 3.

I magneti impiegati nella determinazione del grado di raffreddamento furono rinvenuti a 650° e prelevati dal forno a intervalli regolari di tempo onde studiare l'effetto della durata del trattamento sulle caratteristiche magnetiche. I valori di queste ultime sono riportati, in funzione del tempo, nel diagramma di fig. 4. In esso si vede che il valore di B_R aumenta rapidamente del 10% per poi rimanere costante mentre invece la forza coercitiva, dopo un piccolo flesso, non sempre veramente osservato, diminuisce col tempo di rinvenimento. Il valore di BH_{max} pertanto sale fino a un massimo per poi diminuire di nuovo; tale massimo viene generalmente raggiunto dopo 3-4 ore.

Esaminando le curve di rinvenimento di tutti i campioni di una lega fu possibile rilevare le migliori caratteristiche magnetiche ad essa relativa e specificare il trattamento richiesto per produrle. Fatto ciò per tutte le 26 leghe studiate si costruirono i diagrammi riportati nelle figg. 3-6-7 riproducenti rispettivamente le variazioni del magnetismo residuo, della forza coercitiva e del BH_{max} con la composizione della lega.

In fig. 5 si vede che il valore del magnetismo residuo dipende poco dal tenore d'alluminio ma moltissimo da quello del nichel; la forza coercitiva invece (vedi fig. 6), dipende molto dal tenore d'alluminio e raggiunge un massimo nella lega col 13% di questo metallo. L'effetto combinato di queste variazioni produce le variazioni del BH_{max} mostrate in fig. 7; il valore massimo viene raggiunto nella lega con 60,4% di Fe, 26,7% Ni e 12,9% Al. Le proprietà magnetiche di questa lega temprata da 1100° con un grado di raffreddamento di 28°C per sec. a 1000°C e rinvenuta a 650° per 4 ore, sono:

Magnetismo residuo	6900 linee per cm^2
Forza coercitiva	518 oersted
BH_{max}	$1{,}35 \times 10^6$

Il contenuto di carbonio ha una notevole influenza nelle caratteristiche magnetiche di una lega; bastano infatti piccole quantità di questo elemento per abbassarle notevolmente. Questo fatto venne constatato aggiungendo fino a 1,5% di C in una lega con 60,5% Fe, 26,5% Ni e 13% Al; le aggiunte di carbonio ridussero solo il contenuto di ferro mentre si mantennero costanti quelli del nichel e dell'alluminio. I risultati sono riportati nel diagramma di fig. 8.

Anche il titanio ha un effetto analogo a quello del carbonio; basta infatti una quantità di 0,3% per abbassare le caratteristiche di un magnete.

Nella fabbricazione di leghe magnetiche è uso comune aggiungere anche il 5% di rame per aumentare in certo qual modo il valore dell'induzione. Furono quindi studiate varie leghe ad alluminio costante 13% e a tenore di rame variabile e altre nelle quali si tenne costante il rame e il rapporto fra nichel e ferro e si variò invece il tenore d'alluminio.

Per le prime il contenuto di rame ha poca influenza sulla temperatura critica di tempra che è solo di 50°C

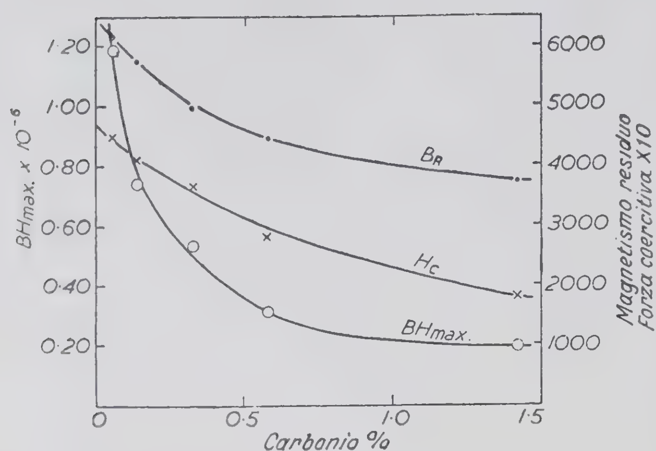


Fig. 8 - Effetto del carbonio sulle proprietà magnetiche delle leghe Fe-Ni-Al.

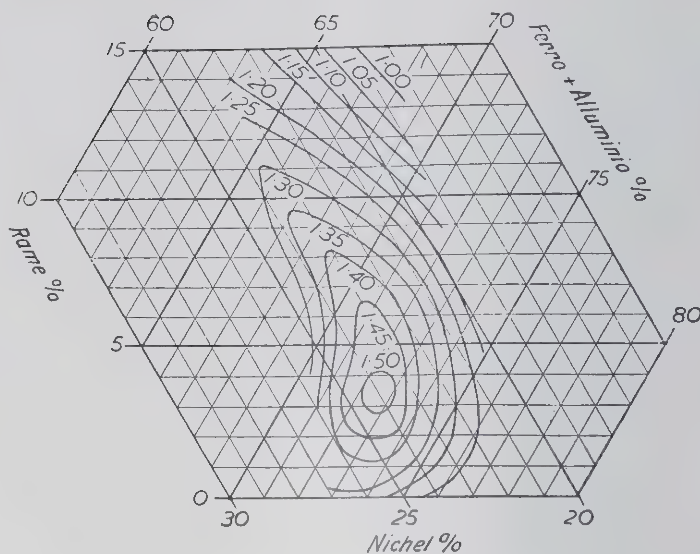


Fig. 11 - BH_{max} delle leghe Ni-Al-Cu-Fe con 13% Al.

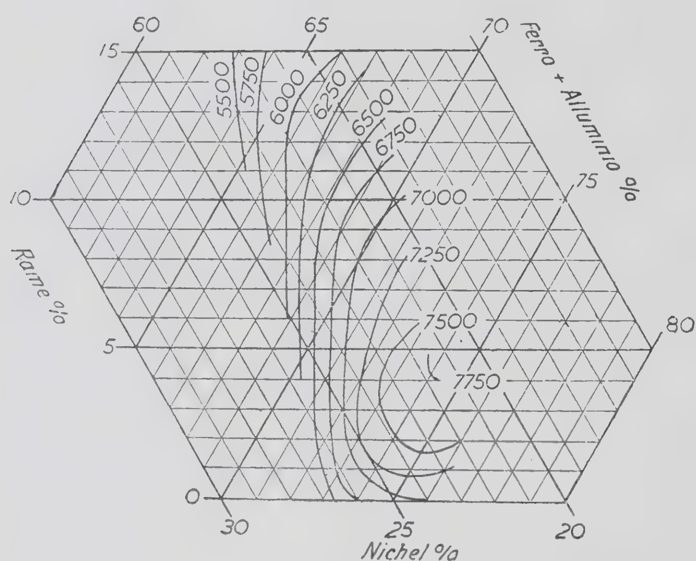


Fig. 9 - Magnetismo residuo delle leghe Ni-Al-Cu-Fe con 13% di Al.

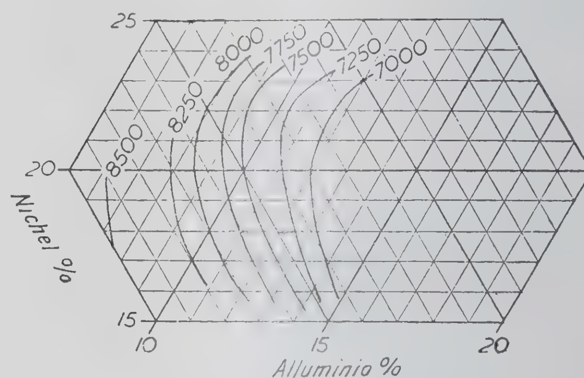


Fig. 12 - Magnetismo residuo delle leghe Alnico con 10% Co e 5% Cu.

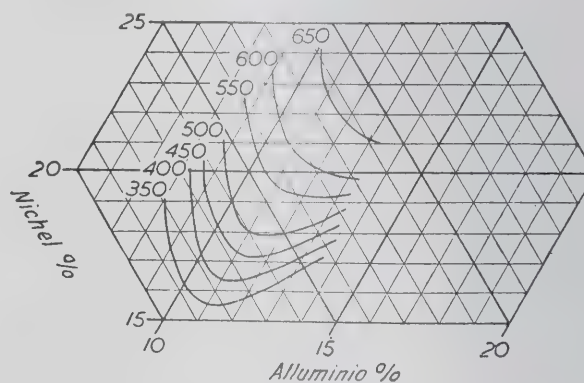


Fig. 13 - Forza coercitiva delle leghe Alnico.

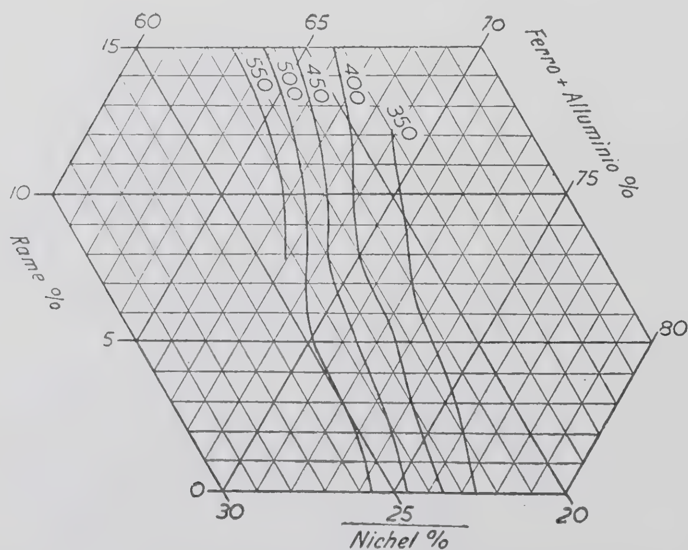


Fig. 10 - Forza coercitiva delle leghe Ni-Al-Cu-Fe con 13% di Al.

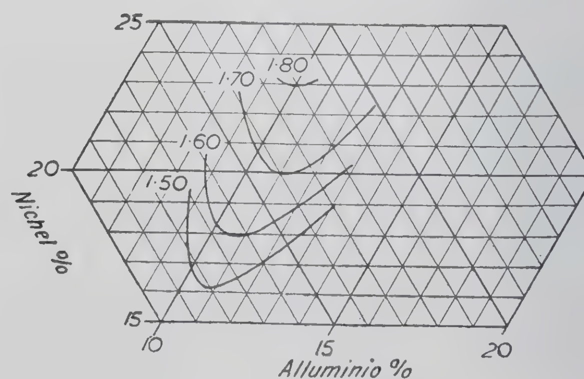


Fig. 14 - BH_{max} delle leghe Alnico.

inferiore a quella relativa alle leghe ternarie mentre invece abbassa di molto il grado optimum di raffreddamento dato che è necessaria una tempra in acqua a 90°-100° per avere soddisfacenti risultati. La temperatura di rinvenimento per le leghe temprate è in questo caso di 550° e la durata del trattamento va da 3 a 5 ore.

Nelle figg. 9-11 sono riportati i diagrammi relativi alle tre caratteristiche magnetiche di queste leghe quaternarie; si vede da essi che la lega con caratteristiche migliori ha 59,5% di Fe, 24% di Ni, 13% di Al e 3,5% di Cu.

Tali caratteristiche hanno i seguenti valori:

Magnetismo residuo	7350 linee per cm^2
Forza coercitiva	465 orested
BH_{max}	$1{,}5 \times 10^6$

I campioni furono temprati da 950° in acqua a 95° e rinvenuti a 550° per 4 ore.

Con la seconda serie di leghe a rame costante si volle trovare una lega avente buone proprietà magnetiche dopo tempra in aria; procedimento questo reso necessario dal fatto che in certi

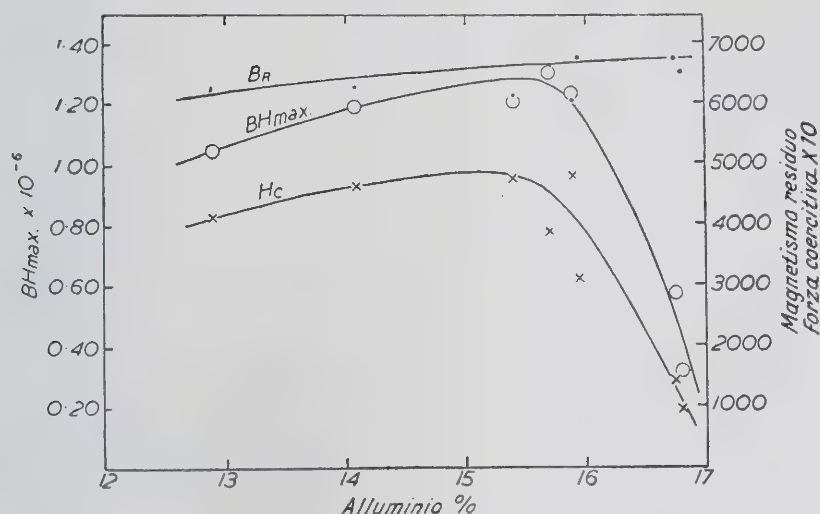


Fig. 15 - Leghe con 4,5% Cu raffreddate in aria. Rapporto Ni/Fe = 24/59.5.

magneti di forma complicata durante la tempra in acqua si manifestano molto facilmente delle crepe. La fig. 15 dà le curve relative ai valori di B_R, H_C, BH_{max} in funzione del tenore d'alluminio; si vede che le migliori proprietà sono raggiunte dalle leghe con un tenore d'alluminio compreso fra 14 e 16% e con un rinvenimento di 4 ore a 550° dopo tempra in aria.

Fu anche fatto uno studio sulle leghe al nichel-ferro-alluminio-cobalto con o senza aggiunta di rame e note comunemente col nome di «Alnico». Si prepararono in tutto 63 leghe nelle quali i tenori dei metalli componenti erano compresi entro i seguenti valori: Ni 16-26%, Co 4,5-16,5%, Al 7-13%, Cu 5% e Fe il resto. Dalle esperienze eseguite si vide che per ottenere buone caratteristiche magnetiche occorre eseguire la tempra di queste leghe da temperature elevate: in genere è sufficiente una temperatura di 1200° ma alle volte è necessario oltrepassare i 1300°C se il tenore di nichel è superiore al 20% e quello dell'alluminio inferiore all'11%. Questo fatto crea notevoli difficoltà pratiche se non vengono prese delle precauzioni per ridurre l'atmosfera presente.

La temperatura dell'acqua di tempra per una lega con 20-23% Ni, 9-11% Al, 10% Co e 5% Cu è compresa fra 90 e 95° con tendenza a più bassi valori del grado di raffreddamento con l'aumentare del tenore di nichel.

Le variazioni osservate al variare del grado di raffreddamento furono le stesse di quelle relative alle leghe al nichel-alluminio, qualche differenza fu solo notata sul valore raggiunto dalla forza coercitiva dopo i rinvenimento a 650°. Le curve relative alle tre caratteristiche magnetiche sono riportate nelle figg. 12-14.

Le esperienze furono condotte soltanto a rame costante; aumentando entro certi limiti il tenore di cobalto si ottiene un aumento della forza coercitiva con un corrispondente aumento del BH_{max}; oltrepassato il 10-12% di Co tale valore torna a diminuire. Dalle figg. 12-14 si vede che nella lega al 10% Co; 5% Cu; 23% Ni; 10% Al il BH_{max} raggiunge il valore di $1{,}80 \times 10^6$; il magnetismo residuo e la forza coercitiva di tale lega hanno rispettivamente il valore di 7350 linee per cm^2 e di 625 oersted. Per raggiungere questi risultati si eseguì una tempra da 1300° in acqua a 90° seguita da un rinvenimento di 2-4 ore a 650°.

Dal punto di vista teorico la ragione dell'elevata forza coercitiva di tutte queste leghe magnetiche non è ancora ben conosciuta; si è potuto stabilire però che in parecchi casi il fenomeno è associato alla distorsione del reticolo cristallino causata dalla precipitazione o dalla tendenza alla precipitazione di una fase.

Gloeker, Pfister e Wiest non trovarono alcuna differenza di struttura fra una lega Ni-Fe-Al semplicemente temprata avente bassa forza coercitiva e una rinvenuta. Soltanto dopo un lungo rinvenimento a temperatura elevata che ridusse notevolmente la f. c., poterono notare un allargamento delle linee indicante la precipitazione di una fase secondaria. Secondo Werestschiagin e Kurdjumov la f. c. non dipende dalla presenza di particelle disperse in seno alla soluzione solida soprasatura ma dalla reazione che ha luogo in questa, prima della separazione della fase γ.

Le ricerche di Bradley e Taylor forniscono una teoria più attendibile. Secondo questi ultimi le leghe adoperate come magneti, riferite al relativo diagramma di stato ternario giacciono in una zona che, in condizioni di equilibrio, è costituita da due fasi α invece che dalla bifase $\alpha + \gamma$ esistente nel diagramma di Köster; queste due fasi α sono entrambe ferromagnetiche e hanno i parametri cristallini relativi che differiscono del 0,3%. In un magnete che abbia raggiunto il massimo della f. c. la precipitazione della seconda fase α è appena cominciata ma, data la coerenza del metallo, gli atomi, nel nucleo, sono costretti a rimanere alla stessa distanza di quella esistente nel reticolo affine della prima fase: ne consegue quindi una grande distorsione che però non potrà venire osservata nelle bande di diffrazione, data l'omogeneità dei due reticoli.

Quest'ipotesi viene avvalorata dall'esame delle curve di fig. 1 in quanto che la caduta della temperatura critica tra 1200° e 1000° coincide con i limiti fra il campo $\alpha + \alpha_2 + \gamma$ e il campo $\alpha + \alpha_2$ dati da Bradley e Taylor mentre la caduta da 1000°, cominciante nella regione con 15-16% d'alluminio, corrisponde ai limiti fra $\alpha + \alpha_2$ e α_2.

All'esame microscopico le leghe temprate da 1200° mostrarono una duplice struttura mentre quelle temprate intorno ai 1000° rivelarono una struttura finemente maculata che non poteva assolutamente esser confusa con una bifase ne, d'altra parte, esser considerata come una soluzione solida omogenea.

P. F.

X. - MISCELLANEA

R. A. McCance e E. M. Widdowson - **Secrezione di calcio e magnesio dopo somministrazione endovenosa a persone normali** - « Biochem. Journ. » XXXIII, p. 533 (1939).

Fino a quindici anni fa, nessun fisiologo dubitava che i metalli bi- e trivalenti fossero eliminati principalmente dal tratto gastro-intestinale. Ma dopo che tale opinione fu dimostrata erronea per il ferro, Christiansen (1936) trovò che l'escrezione del calcio in questo tubo non serve a regolarne la quantità nel corpo, per es. dei conigli, benchè quantità relativamente notevoli di Ca possano passare nel tratto gastro-entterico sia di persone normali che d'ipertiroidei. Contemporaneamente da pochi esperimenti di Fergusson ed Ivy sul magnesio risultò che questo metallo non è secreto se non in piccole quantità dal tratto gastro-intestinale, al contrario di certi metalli pesanti non fisiologici (radio, piombo, mercurio).

Tabella 1.

Bilancio del Ca durante l'amministrazione sottocutanea del metallo

Soggetto	Assorbinento di Ca			Espulsione di Ca			Bilancio del Ca
	Dai cibi	Dall'iniezione	Totale	Urine	Feci	Totale	
E. M. W.	8.54	2.6	11.14	3.37	7.37	10.74	+0.4
M. M.	9.0	2.6	11.6	5.04	6.59	11.63	−0.03
H. L.	7.09	2.6	9.69	2.74	6.27	9.01	+0.68
R. A. M.	9.78	2.6	12.38	5.21	8.11	13.32	−0.94
R. M. L.	9.4	2.6	12.0	4.75	5.92	10.67	+1.33
R. H. E.	8.9	2.6	11.5	4.17	6.2.	10.42	+1.08
Totali	52.71	15.6	86.31	25.28	40·52	65.79	+2.52

Nell'esperimento eseguito al King's College Hospital di Londra il regime dietetico fu seguito per 14 giorni, evitando l'uso di pasta dentifricia. I due metalli furono iniettati intravene in forma di gluconati e nella dose giornaliera di g 0,186 di calcio e 0,219 di magnesio, col metodo già descritto dagli AA. (Lancet, II, 670; 1938). Oltre costante rossore e qualche volta nausea non si riscontrarono altre difficoltà, salvo per il soggetto R. M. L., svenuto alla settima iniezione.

Il Ca fu somministrato anche per bocca, con una media di g. 0,734 al giorno per soggetto, dividendosi in parti circa uguali fra l'urina e le feci, mentre l'amministrazione intravena indicava più calcio nelle urine.

Tabella 2.

Bilancio di Mg ai più alti livelli d'assorbimento.

Soggetto	Assorbimento di Mg			Espulsione di Mg			Bilancio di Mg
	Dai cibi	Dalla medic.	Totale	Urine	Feci	Totale	
E. M. W.	3 51	1.76	5.27	1.71	3.41	5.12	+0.15
M. M.	3.57	1.76	5.33	1.18	3.88	5.06	+0.27
H. L.	2.78	2.4	5.18	1.38	3.84	5.22	+0.04
R. A. M.	3.98	2.4	6.38	1.85	4.23	6 08	+0.3
R. H. L.	3.79	1.76	5.55	2.18	3.45	5.63	−0.08
R. H. E.	3.9	2.4	6.3	2.18	3.00	6.17	+0.13
Totali	21.52	12.48	34.01	10.48	22.8	33.28	+0.73

Questi rapporti, press'a poco costanti per ciascun individuo, variavano ampiamente da una persona all'altra.

La tabella 2 mostra i risultati dei più alti livelli d'assorbimento, per bocca, variabili da 5,18 a 6,38 g di Mg in 14 giorni per paziente. Le somministrazioni intravenose mostrano un equilibrio positivo di 2,19 per un assorbimento totale di 41, 78 g, con un solo soggetto, M. M., non liberatosi del magnesio. Da un confronto dei risultati appare che il rene secerne pochissimo del magnesio extra preso per bocca, al contrario di quanto avviene per il calcio, mentre lo studio del rapporto alimentare/fecale dimostra che nessuno dei due metalli è passato nelle feci.

Il tenue contributo portato da queste esperienze ad un problema vastissimo e complicato, permette di concludere che l'iniezione ipodermica di Ca e Mg non accresce la secrezione di questi metalli da parte dell'apparato gastro-enterico, mentre i reni debbono essere eccessivamente sensibili all variazioni nel livello di questi metalli nel siero. Nell'ipertiroidismo e talvolta nell'iperparatiroidismo il calcio urinario può aumentare di molto senza corrispondente incremento del calcio nel siero. Sarebbe quindi interessante conoscere in qual modo le secrezioni della tiroide e paratiroide affettino il rene.

A. Labo'.

Prof. *Umberto Ferrari, Direttore responsabile.* Arti Grafiche Stefano Pinelli - Via Bordoni, 2 - Milano

ALLUMINIO



N. 4 • LUGLIO • AGOSTO 1939-XVII

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA FEDERAZIONE NAZ. FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGIC

15603

Anno VIII - N. 4 Luglio-Agosto 1939-XVII

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

FEDERAZIONE NAZIONALE FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

Redazione, Amministrazione e Pubblicità: MILANO - Via Cappellari N. 2 - Telefono N. 84.569

...separato . . Italia L. 10 - Estero L. 15
... . » » 50 - » » 80

Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. 100 — Estero L. 170

SOMMARIO

COMITATO DI REDAZIONE

REDAZIONE

CORRISPONDENTI ESTERI

Sulla corretta interpretazione di taluni fenomeni che si possono verificare durante il trattamento termico delle leghe di alluminio

CARLO PANSERI e MARCELLA MONTICELLI

Nell'intento di agevolare la comprensione di taluni fenomeni che si verificano per opera di un surriscaldamento durante il trattamento termico delle leghe leggere, gli AA. discutono i risultati di talune loro osservazioni, condotte rispettivamente su getti per aeronautica in lega Y, su profilati in Superavional pure per costruzioni aeronautiche ed infine su pezzi fucinati e stampati a caldo in duralluminio di composizione normale.

Vengono fornite alcune micrografie eseguite con particolare cura per mettere in evidenza, anche ad un occhio non esercitato, le caratteristiche strutturali che derivano dai fenomeni di surriscaldamento sopra accennati e facilitare in tal modo il controllo.

Classificazione Dec. 669.716:621.785

NON sempre, nella pratica normale di officina, un fenomeno, anche semplicissimo per il metallografo, riceve una esatta interpretazione, e spesse volte si ricorre ad un laborioso complesso di prove per chiarire i motivi determinanti un risultato anomale che pure sarebbe perfettamente chiaro per l'occhio esercitato dello specialista.

Tutto ciò rappresenta evidentemente una perdita di tempo e di denaro.

Data la generalità delle applicazioni che ricevono le leghe di alluminio nelle costruzioni aeronautiche e meccaniche, e data la frequenza con la quale dette leghe vengono sottoposte a trattamento termico, ci è sembrato utile rendere di pubblica ragione alcune ricerche, in verità assai semplici dal punto di vista scientifico, che abbiamo avuto occasione di svolgere, non tanto per chiarire quanto per rendere evidente al profano, alcuni difetti riscontratisi rispettivamente su getti e su semilavorati in lega di alluminio, dopo il trattamento termico.

Come ripetiamo, la ricerca non ha alcun carattere di novità; ma non per questo essa appare al nostro giudizio meno utile; specialmente per il fatto che l'esecuzione dei fotogrammi dimostrativi è stata da noi curata in modo particolare onde conferire alla nostra dimostrazione la massima chiarezza e rendere inequivocabili i risultati ai quali siamo giunti.

Abbiamo ricevuto qualche tempo fa una testa di motore aeronautico gettata in sabbia in lega Y; dopo il trattamento termico, la superfice del getto presentava la formazione di alcune escrescenze globulari di diametro variabile fra 1 e 3 mm.

Benchè tutti i tecnici interessati alla lavorazione di questi pezzi fossero concordi nell'ammettere che il difetto era tale da rendere inutilizzabili i getti, non tutti apparivano d'accordo sulla corretta interpretazione del fenomeno; interpretazione che, evidentemente, era essenziale ai fini di evitare il ripetersi dell'inconveniente nelle successive partite in lavorazione.

Era opinione di alcuni, opinione in verità esatta, che il fenomeno dovesse semplicemente attribuirsi ad espulsione di una fase liquida per il surriscaldamento subìto dal pezzo durante il trattamento termico.

Altri obbiettava che, ammessa l'esistenza di un surriscaldamento e la presenza di una fase liquida, le alette di cui era munito il getto avrebbero dovuto subire una notevole distorsione che viceversa nella pratica non si era verificata. Allo scopo di chiarire il problema, abbiamo pertanto sottoposto il campione inviatoci ad una serie di prove, in appresso descritte, per determinare la causa effettiva del lamentato inconveniente e fornire, se possibile, una evidente dimostrazione.

La fig. 1 mostra l'aspetto del getto esaminato, con le caratteristiche escrescenze globulari, rese più evidenti da una opportuna illuminazione.

Fig. 1 - Espulsione dell'eutettico liquido sotto forma di gocce superficiali in un getto di lega Y surriscaldato durante il trattamento termico. (× ½)



L'analisi chimica determinata sul campione in esame ci ha fornito i seguenti risultati:

Cu . . .	4,445%
Fe . . .	0,205%
Si . . .	0,415%
Mg . . .	1,183%
Ni . . .	1,935%
Al . . .	il resto

L'analisi dimostra che la lega in esame presenta un leggero eccesso di rame ed un sensibile difetto di magnesio sull'ottimo prescritto.

Secondo le tolleranze previste per la lega Y dal progetto CUM Q4, la composizione avrebbe infatti dovu-

to oscillare entro i seguenti limiti:

Cu	3,8 a 4,2%
Fe	max 0,3%
Mg	1,3 a 1,7%
Ni	1,8 a 2,3%
Si	max 0,5%

L'impoverimento di magnesio può essere stato provocato dall'impiego di materozze o boccami rifusi più volte nei quali, le successive rifusioni, abbiano condotto alla perdita di una parte di magnesio sotto forma di ossido.

Si richiama a questo proposito l'attenzione sulla opportunità di controllare e correggere il tenore di magnesio nella lega Y quando questa venga varie volte rifusa.

Le correzioni possono essere ottenute, come è noto, nella forma più semplice, introducendo il desiderato tenore di magnesio di correzione direttamente nella lega fusa, prima della colata.

Per l'esame metallografico si è prelevato, mediante fresatura, un elemento superficiale interessante una delle escrescenze globulari.

La sezione è stata imprigionata in gommalacca liquefatta, a sua volta contenuta in un anello di alluminio. Si è quindi progressivamente limata la superficie fino a che si è giunti a sezionare esattamente, secondo la norma verticale, la escrescenza globulare.

Il campione è stato quindi lucidato su carta di potée di smeriglio fino a 000, quindi su sospensione di *Alundum n. 600* in acqua distillata e finalmente su panno morbidissimo con sospensione di magnesia *Merck* in acqua distillata.



Fig. 2 - Sezione normale di una delle gocce di eutettico illustrate dalla fig. 1. Attacco: 0,5% HF. (× 76) Da rilevare l'evidente correlazione esistente fra i canalicoli interdendritici e l'escrescenza. Verso la base della goccia è visibile il complesso insieme di canalicoli e le raccolte locali di eutettico fuso. Verso il basso è visibile una vasta zona di liquido, collegata alla radice della escrescenza da un canalicolo di notevoli dimensioni. L'eutettico costituente la goccia, durante la sua solidificazione, ha separato una certa quantità di soluzione solida che si è cristallizzata per prima, in dendriti perfettamente delineate.

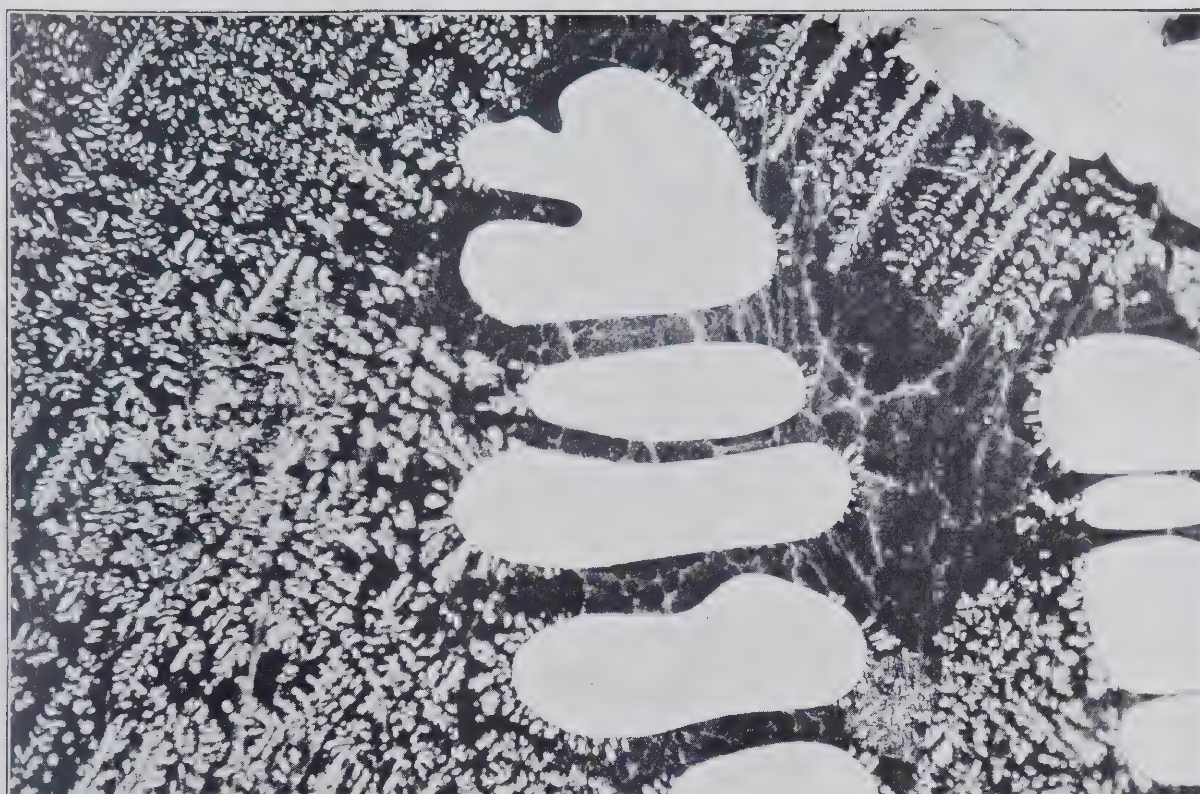


Fig 3 - Dettaglio della zona dendritica dell'escrescenza illustrata nella figura 2. Attacco: 0,5% HF. (× 440)

La fig. 2 mostra la sezione completa del preparato, comprensiva della escrescenza e delle sue radici, insinuantesi nel reticolato interdendritico di base.

La fig. 5 mostra invece la sezione di attacco dello stesso elemento al pezzo, vista sotto 500 ingrandimenti.

Nella fig. 3, l'attacco eseguito con una soluzione di acido fluoridrico al 0,5% per 10" mette in evidenza la struttura tipicamente dendritica della zona globulare.

Più precisamente si notano delle dendriti bianche ca-

Fig. 4 - Eutettico fuso in una zona centrale del getto surriscaldato. Notare l'arrotondamento dei grani sulle linee di incontro. Attacco: 0,5% HF. (× 500)

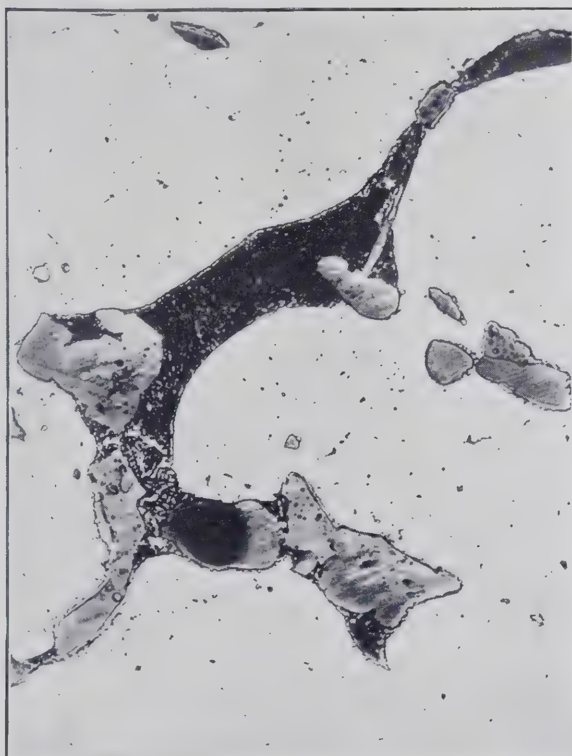
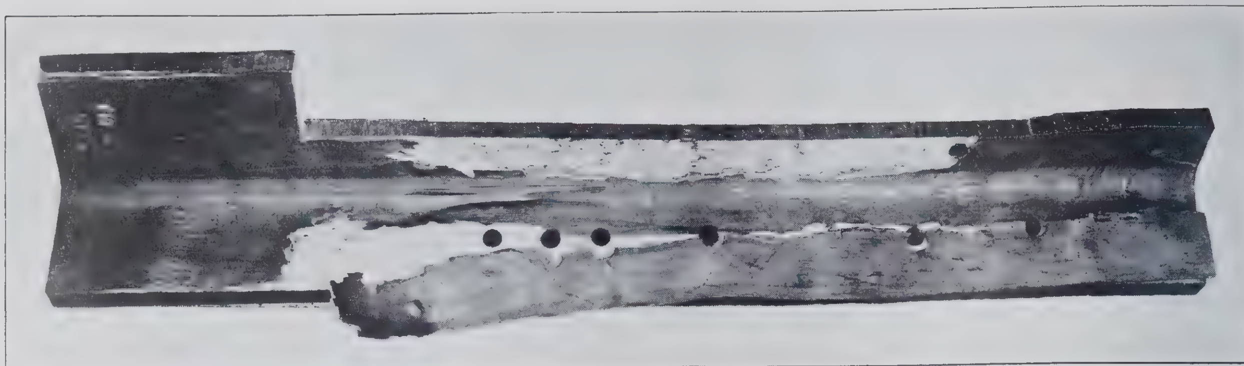


Fig. 5 - Radice di attacco della escrescenza al getto. E' evidente la natura complessa dell'eutettico liquido. Attacco: 0 5% HF. (× 500)





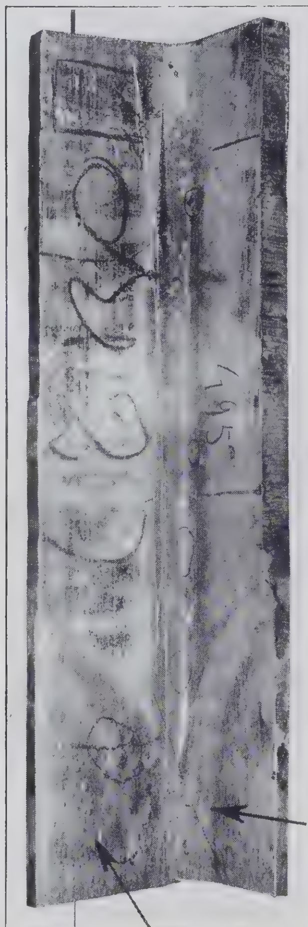
ratteristiche di soluzione solida di alluminio sopra un fondo di eutettico complesso.

Nelle figg. 4 e 5 appare con grande chiarezza, invece, la radice di attacco dell'elemento globulare e, rispettivamente, i canalicoli interdendritici determinati dalla fusione di un eutettico complesso.

Da questa micrografia risulta con estrema evidenza che la escrescenza globulare ha tratto origine da una fase liquida che interessa abbastanza profondamente il pezzo. Il liquido proveniente dai vari canalicoli interdendritici comunicanti fra di loro è stato espulso in superficie, in quanto il liquido stesso presentava un volume notevolmente superiore a quello del solido dal quale esso aveva tratto origine.

Si è così generata una pressione interna che giustifica appunto il volume della espulsione.

Il fatto poi che il liquido espulso abbia assunto una forma grossolanamente sferica non abbisogna di chiarificazione, in quanto è ben noto come i liquidi, per un effetto di tensione superficiale, specialmente sensibile nel caso di liquidi densi, tendano ad assumere la forma che, a parità di volume, presenta la minima superficie.



Dall'aspetto della fig. 3 si giudicherebbe che l' eutettico è sostanzialmente a base di $CuAl_2$ e di costituente « T »; ad ogni modo per il chiarimento del fenomeno non ha grande importanza conoscere quale sia la composizione esatta dell'eutettico. In base alle osservazioni micrografiche sopra descritte non può rimanere alcun dubbio circa la reale essenza del fenomeno: esso è da attribuire pertanto ad un surriscaldo dei pezzi durante il trattamento termico.

Che le alette, per quanto sottili, non abbiano presentata la evidenza di sensibili distorsioni, si spiega con la considerazione della percentuale statistica di fase liquida presente.

E' infatti alla presenza di una notevole quantità statistica di fase liquida (eutettici) in confronto alla fase solida (soluzione solida a base di alluminio) che si deve attribuire il cedimento, per flessione, dell' edificio cristallino surriscaldato, per la sola azione del proprio peso. Se, invece di sperimentare sopra un getto di lega Y, le prove fossero state condotte sopra una lega Al-Cu con 8 o 12 per cento di rame, le cose sarebbero andate in maniera del tutto diversa.

In quest'ultimo materiale, infatti, il sur-

Fig. 6 - (*in alto*) - Aspetto caratteristico di un profilato in superavional fortemente surriscaldato durante il trattamento termico. (× ¼). Formazione di sfogliature superficiali stratificate.

Fig. 7 (*in centro*) - Aspetto caratteristico di un profilato di superavional mediamente surriscaldato durante il trattamento termico. (× ¼). Formazione di bolle superficiali (vedi indici).

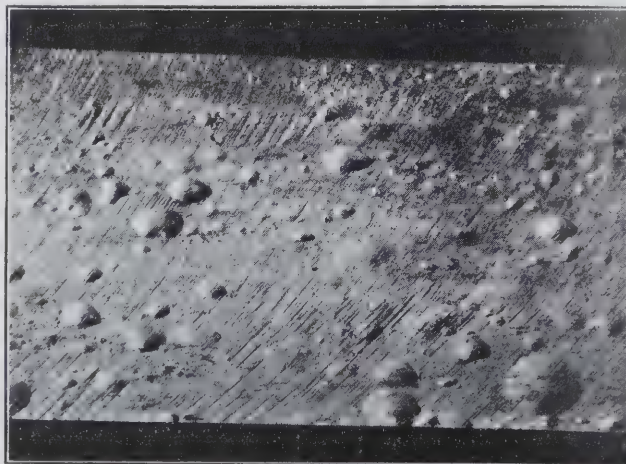


Fig. 8 (*in basso*) - Questa figura mostra un particolare ingrandito (× 4,5) della zona affetta da bollosità, indicata dalle frecce sulla figura 7. La formazione di queste bolle è dovuta alla azione di spinta interna determinata dall'aumento di volume della fase liquida, parzialmente equilibrata dalla tenacità della pellicola di ossidi e di azoturi, che ne ha impedita la fuoruscita. Da notare che in questo caso, contrariamente a quanto si verifica nei getti, il costituente più fusibile è disposto preferenzialmente in linee parallele al senso di estrusione.

riscaldamento portato fino ai limiti di esistenza della fase liquida (eutettico Al-$CuAl_2$) avrebbe provocata la separazione di imponenti quantità di liquido e, di conseguenza, l'edificio dendritico di soluzione solida, isolato, non avrebbe potuto presentare una resistenza sufficiente alla flessione determinata dal proprio peso e da quello del liquido circostante. Da ciò la evidenza di distorsioni delle alette.

Confrontando la composizione della « Y » impiegata nel getto in esame con quella studiata da uno di noi (1), è anche abbastanza agevole risalire alla effettiva temperatura di surriscaldo e, quindi, alla valutazione quantitativa della sregolazione del forno impiegato.

Infatti: una lega con un tenore di silicio analoga a quella riscontrata nel pezzo in esame, dovrebbe essere abbastanza simile, come comportamento termico, alla n. 2 esaminata fra le altre nella memoria alla quale accennavamo.

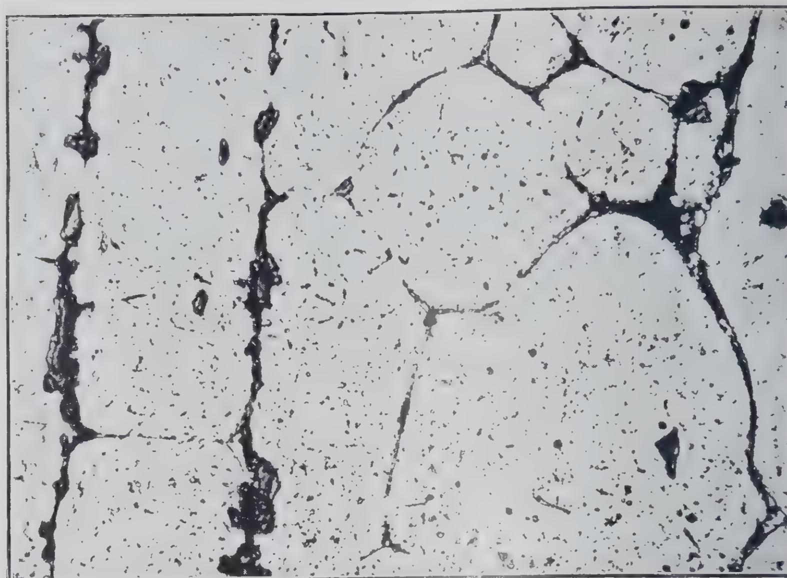
Questa lega risultava decisamente *bruciata* alla temperatura di 550°, mentre un riscaldo a 545° non dava luogo ad alcuna anomalia dovuta alla apparizione di una fase liquida. E' quindi da ritenere che il forno impiegato per il trattamento termico del getto in esame abbia avuto uno scarto di

(1) C. PANSERI: « Effetto del tenore di silicio sulle caratteristiche metallografiche e di maturazione delle leghe Al-Cu-Ni-Mg (lega Y) », *Alluminio,* Vol. VII, pagg. 303-313, 1938, N° 6.



Fig. 9 - Sezione parallela al senso di estrusione in un profilato di superavional fortemente surriscaldato (cfr. fig. 6). Dall'esame di questa micrografia risulta evidente la genesi delle sfogliature stratificate. Si noti come il costituente più fusibile sia disposto in strati grossolanamente paralleli alla superficie, e coincidenti col senso di estrusione. La formazione di una fase liquida per surriscaldamento avviene quindi secondo linee parallele e, a seguito dell'aumentato volume del liquido, il distacco progressivo delle parti avviene secondo piani di *schistosità*. Verso la superficie, ove la resistenza opposta alla deformazione è minore, si arriva alla frattura locale ed al distacco di lamine. Attacco: 0,5% HF. (× 100)

Fig. 10 - Dettaglio, sotto 500 ingrandimenti, di una zona del campione illustrato in fig. 9. Si noti l'abbondante quantità di liquido intergranulare ed il tipico arrotondamento dei grani di soluzione solida. La micrografia si riferisce al passaggio da una zona a composti distribuiti secondo piani preferenziali ad una zona a cristallizzazione regolare. Questa particolarità è ben visibile nella figura 9. Attacco: 0,5% HF. (× 500)



temperatura di almeno 45° nel caso che, come supponiamo, la regolazione della temperatura di trattamento sia stata fissata, come di norma, a 500-510°.

Un difetto del tutto analogo, per quanto con un'apparenza diversa, abbiamo avuto agio di esaminare su alcuni profilati in lega Superavional.

Le figg. 6 e 7 mostrano due spezzoni di angolare in lega Superavional, che sarebbe stata trattata rispettivamente a 495° (?!) (cfr. fig. 7) e a 550° (cfr. fig. 6).

Appare evidente come il profilato temprato da 550° (temperatura evidentemente eccessiva) mostri addirittura il distacco di parti superficiali, mentre lo spezzone di profilato trattato a 495° (?) mostri l'apparizione di bollicine superficiali. Evidentemente la valutazione di quest'ultima temperatura è da ritenere errata, in quanto la fase liquida non avrebbe potuto apparire ad una temperatura così bassa, alla quale, in definitiva, non corrisponde la composizione di alcun eutettico complesso.

La minima temperatura alla quale può apparire una fase liquida in una lega tipo duralluminio è infatti da ritenere prossima ai 520°.

Dallo spezzone dichiarato trattato a 495° (fig. 7) è stato prelevato, mediante fresatura, un piccolo campione della parte affetta da bollicine.

Questo campione è riprodotto, sotto 4,5 ingrandimenti, nella fig. 8.

Dallo stesso aspetto delle bollicine appare subito, con tutta l'evidenza desiderabile, come queste non possano essere state generate dal sollevamento di una zona superficiale in seguito a discontinuità del materiale, come taluni tecnici avevano pensato, ma debbono essere invece attribuite alla presenza di una fase liquida che ha sollevato la pellicola superficiale di ossido che, naturalmente, si forma sulla superficie delle leghe di alluminio, specie se sottoposte, per un lungo periodo di tempo ed in atmosfera ossidante, a temperature superiori alla normale. E' da notare come le bollicine non siano solamente localizzate nella parte fresata ma, per quanto con minor intensità, esse appaiano su tutte le zone superficiali del profilato.

Il motivo per il quale le bollicine appaiono con maggior frequenza sulle superfici fresate, è da ricercare nel fatto che, come è noto, il procedimento di estrusione, come del resto quello di laminazione, orienta preferenzialmente le cristalliti di soluzione solida, deformandole secondo l'asse di scorrimento, mentre di conseguenza, i composti intermetallici ($CuAl_2$-AlCuMn-Mg_2Si, ecc.) che vengono a localizzarsi sui bordi delle cristalliti, subiscono anch'essi una distribuzione preferenziale determinata appunto dalla obbligata deformazione delle cristalliti di soluzione solida alla quale alludevamo in precedenza. Si nota in generale, nei profilati estrusi e nei laminati, un maggior arricchimento di questi composti intermetallici lungo strati che seguono il contorno della sezione del profilato, mentre, evidentemente per la sua maggior plasticità, la soluzione solida abbonda verso gli strati corticali.

Surriscaldando un profilato che presenti la struttura come sopra descritta, struttura che, come ripetiamo, è assolutamente normale, i composti intermetallici fondono in una serie di eutettici complessi, venendo così a creare delle zone liquide stratificate corrispondenti perfettamente alle zone di distribuzione preferenziale determinate dalla lavorazione plastica.

L'evidenza di questo fenomeno è sopratutto inequivocabile nei campioni prelevati dal profilato sfogliatosi durante il trattamento a 550°. Questa maggiore evidenza è naturalmente da attribuire alla temperatura eccessivamente elevata alla quale il trattamento stesso è stato eseguito.

Per documentare il fenomeno, abbiamo prelevato un campione trasversale del profilato in parola e ne abbiamo accuratamente preparata la superficie secondo i metodi normali, attaccandola con una soluzione di acido fluoridrico al 0,5% per 15".

La fig. 9 mostra, sotto 100 ingrandimenti, la zona superficiale interessante la sfogliatura.

Lo studio di questa micrografia è assai istruttivo; e dimostra le deduzioni alle quali avevamo accennato in precedenza circa la distribuzione in strati preferenziali dei costituenti microstrutturali.

E' intanto ben evidente l'andamento parallelo alla superficie che assumono le zone ricche di composti microstrutturali ed è pure evidente come, venendo a fondere questi costituenti, si verifichi un distacco delle parti, che avviene appunto secondo strati paralleli al contorno del profilato.

La parte superficiale, apparendo maggiormente surriscaldata, in seguito allo stabilirsi di un gradiente ter-



Fig. 11 - Pezzo in avional stampato, fessurato durante il trattamento termico, per lieve surriscaldamento. La frattura segue la linea di bava del pezzo ed è stata resa evidente da un leggero decapaggio in soluzione di NaOH. (× 1,25)



Fig. 12 - Sezione normale alla linea di frattura del pezzo illustrato in fig. 11. Le freccie indicano le tracce — in questo caso poco evidenti — di liquido e la formazione di noduli di eutettico fuso. Attacco: 0,5% HF. (× 500)

mico entro la sezione del profilato, mostra con maggior evidenza zone intergranulari arrotondate e riempite di eutettici complessi fusi.

Procedendo verso il basso, si osserva invece l'arrotondamento dei grani di soluzione solida dovuto ad un principio di fusione per il contatto della soluzione solida stessa con il liquido eutettico. Una di queste zone è appunto riprodotta, sotto 500 ingrandimenti, nella fig. 10. Nella parte sinistra si notano due zone parallele separate fra di loro dall'eutettico liquido, nella parte destra si nota l'inizio di fusione fra i grani di soluzione solida.

Nel corpo dei cristalli di soluzione solida si nota inoltre la presenza di piccoli punti determinati dalla liquefazione delle particelle di composti intermetallici in un primo tempo soggetti a coalescenza, quindi solubilizzati ed infine definitivamente espulsi, sotto forma di liquido, dalla soluzione solida stessa. I due casi che abbiamo esaminati, per quanto, come ripetiamo, non sempre appaiano di tale evidenza ai

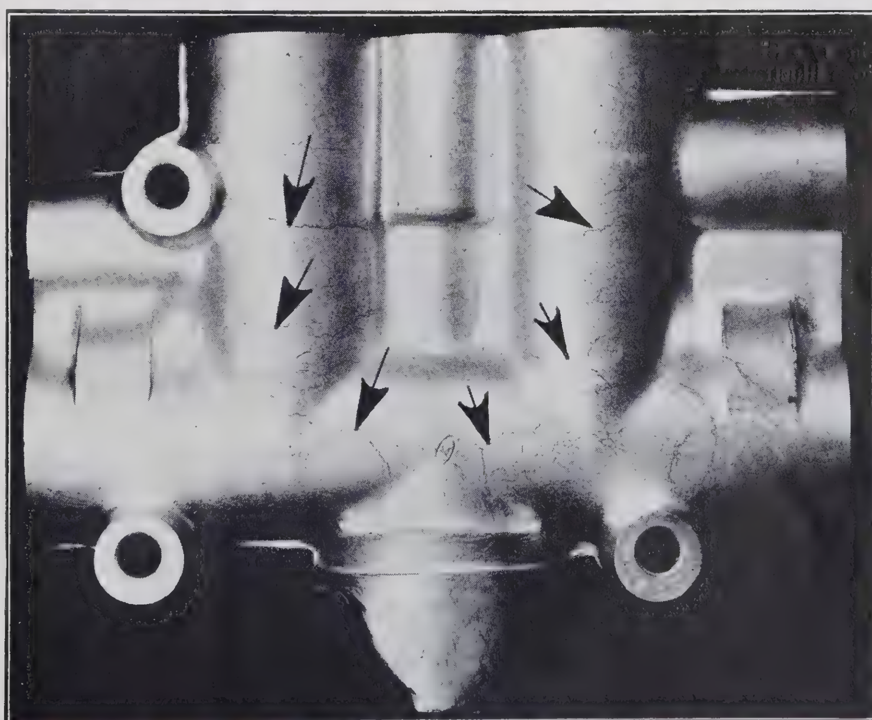
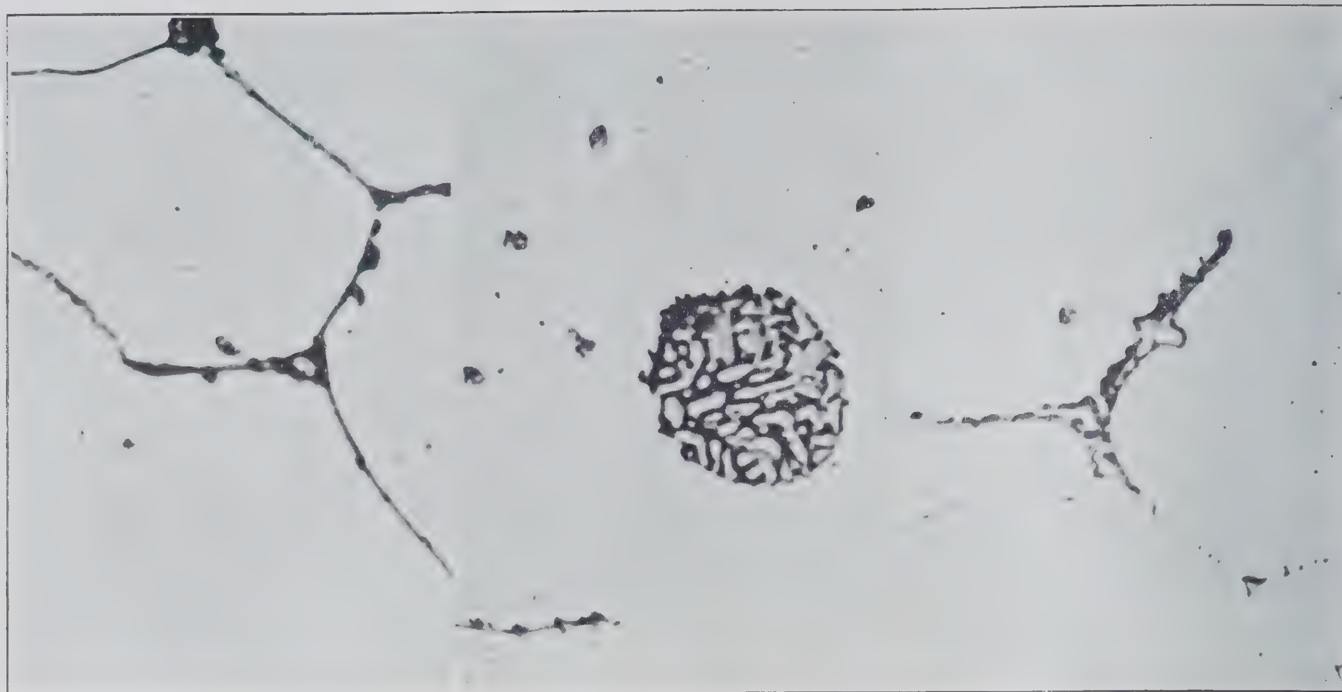


Fig. 13 - Aspetto superficiale di un pezzo stampato a caldo, in avional. Le frecce indicano i punti più evidenti di un fine sistema reticolato di fratture superficiali dovute ad un inizio di surriscaldamento. L'evidenza del fenomeno è stata esaltata da un leggero decapaggio in soluzione di NaOH. (× 0,94)



Figg. 14-15-16 - Dettaglio a fortissimo ingrandimento (× 1800) di alcune zone di particolare interesse della sezione illustrata dalla fig. 12. A sinistra e a destra è visibile la prima apparizione del liquido lungo i confini dei grani. Si ha, in questo caso, una vera e propria separazione delle parti che, per quanto estremamente tenue, è sufficiente ad impedire la tenuta del pezzo sotto pressione idraulica. Nel centro è visibile una delle zone globulari di *eutettico* fuso illustrate nella fig. 12.

tecnici di officina da permettere loro di risalire immediatamente alle cause che li hanno determinati, sono tuttavia relativamente assai semplici da diagnosticare.

L'evidenza di questi fenomeni deriva in generale da surriscaldamenti dell'ordine di parecchie diecine di gradi, per cui viene nettamente superato il *solidus* delle rispettive leghe e, in genere, con un margine tale da indurre la separazione di quantità di liquido relativamente ingenti, immediatamente svelate, se non altro, dall'analisi metallografica.

In taluni altri casi, tuttavia, il surriscaldamento, quando esso cada a pochi gradi dal *liquidus,* induce un quadro fenomenico di assai più complessa diagnosi e spesse volte anche l'analisi metallografica, se condotta sotto ingrandimenti normali e su campioni non lucidati ed attaccati con la più scrupolosa attenzione, non giunge a risultati sufficientemente chiari per poter risalire senz'altro alle cause del fenomeno.

Un esempio tipico di questo stato di cose abbiamo avuto modo di osservare sopra alcuni pezzi stampati a caldo in duralluminio normale.

Dopo il trattamento termico, la superfice dei pezzi ap-

Fig. 17 - Sistema di fratture (b) di surriscaldamento della sezione illustrata in fig. 12, sotto 500 ingrandimenti. In (a) è visibile una zona globulare di eutettico.

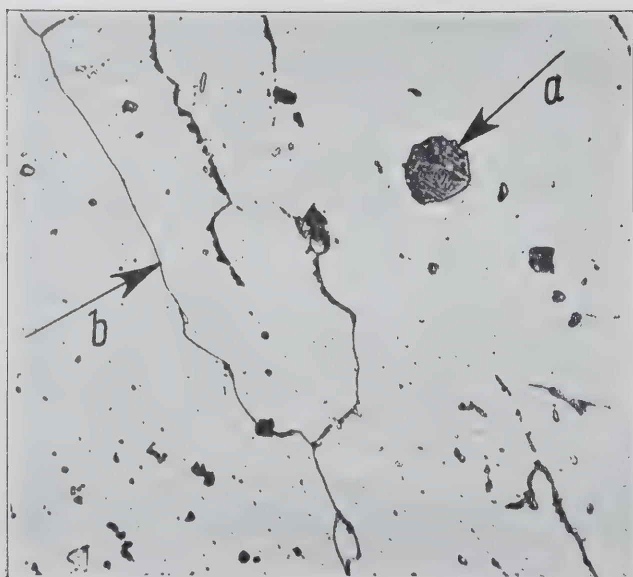
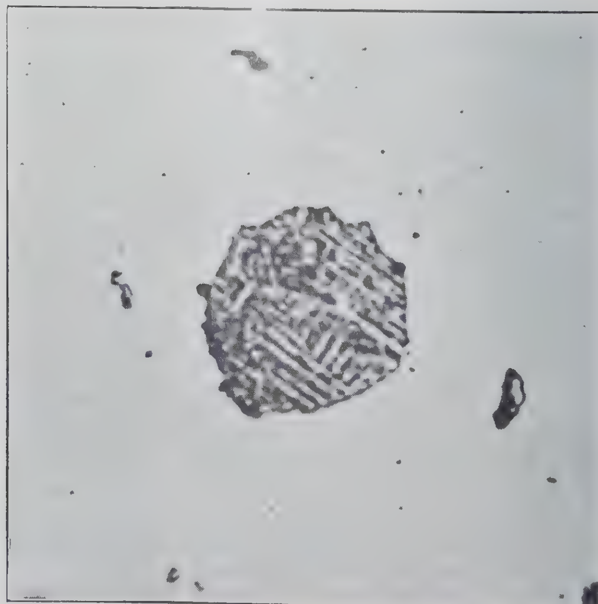


Fig. 18 - Particolare (× 1800) della zona globulare illustrata dalla figura 17 (a). Presenza di liquido attorno ai cristallini dispersi nella massa di soluzione solida.



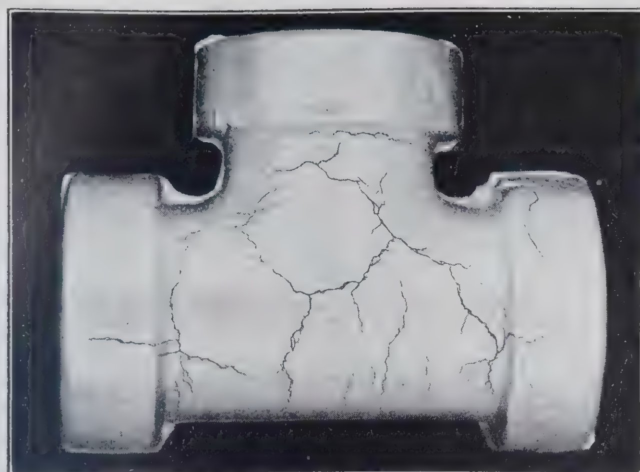


Fig. 19 - Sistema di fratture di surriscaldamento in un pezzo stampato in avional. Anche in questo caso come in quello illustrato in fig. 13, il reticolato è irregolare e non segue una norma preferenziale. Questa particolarità è spiegata dal fatto che, contrariamente a quanto avviene nei profilati estrusi, la fucinatura e lo stampaggio a caldo orientano gli strati a componenti fusibili secondo la forma esterna del pezzo. (× 1,6)

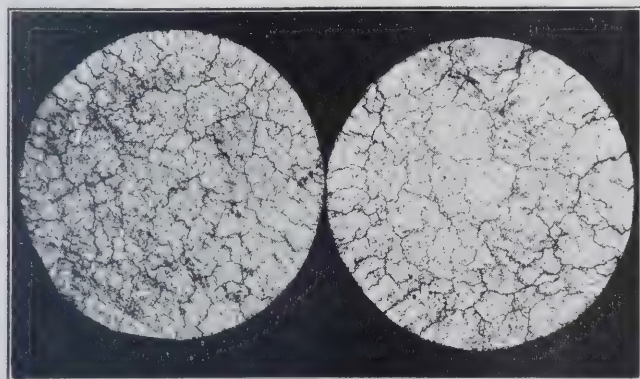


Fig. 20 - Sezioni di tondo di avional estruso e surriscaldato durante il trattamento termico. Formazione di fratture di surriscaldamento. (× 1,2)



Fig. 21 - Frattura di surriscaldamento in un pezzo stampato di avional. La frattura è stata esagerata da un decapaggio in soluzione di NaOH. (× 1,1)

pariva solcata da numerosissime e minutissime fratture reticolari, estremamente evidenti non appena la pellicola superficiale di ossido veniva asportata per decapaggio.

Un esempio tipico dell'aspetto di questi pezzi è rappresentato dalle figg. 11-13-19-20-21. Come si vede, il surriscaldamento ha condotto in questo caso a difetti superficiali che lascierebbero supporre ben altra origine.

Una sezione microscopica del particolare illustrato nella fig. 11 in corrispondenza della frattura sulla linea di bava, è riprodotta in fig. 12. Come si vede, in questo caso occorre un occhio piuttosto esercitato per determinare, per via metallografica, il rapporto intercorrente fra il surriscaldo e l'apparizione delle fratture.

Nella fig. 12 sono visibili alcune zone di eutettici complessi liquefatti, zone chè, in relazione al leggero surriscaldamento subìto dal pezzo, appaiono estremamente ridotte e tali da sfuggire ad un esame affrettato.

La fig. 17 mostra, sotto 500 ingrandimenti, una zona prossima alla frattura principale visibile nella micrografia a minore ingrandimento illustrata dalla fig. 12.

L'uso di un ingrandimento maggiore permette di controllare con maggiore sicurezza la presenza del liquido.

E' sopratutto importante notare la formazione di elementi tondeggianti di un eutettico complesso e la minuta rete di fratture dovute alla separazione di una piccola quantità di fase liquida sui bordi dei grani.

Le figg. 14-16 mostrano, sotto 1800 ingrandimenti, i particolari di questi noduli di liquido e la separazione della fase liquida lungo i confini dei grani.

Quest'ultimo fenomeno è sufficiente a spiegare il motivo per il quale i pezzi illustrati dalle figg. 13-19 e 21 mostrassero abbondanti perdite sotto pressione. L'olio, iniettato dalla pressione entro queste fratture microscopiche, induce infatti un cedimento elastico più che sufficiente a permettere la comunicazione con l'esterno, sotto pressioni anche non eccessivamente elevate.

Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri - Milano 1° settembre 1939-XVII.

NOTIZIARIO TECNICO

Un nuovo tipo di bicicletta autarchica tutta in lega leggera

Le biciclette in alluminio o in lega leggera non sono propriamente una novità; esse hanno fatto la loro comparsa da noi, applicate alla corsa, già cinque anni fa.

Più difficile è stata ed è l'introduzione delle leghe leggere nella costruzione di biciclette da turismo, sia per il prezzo, sia perchè costruttori e consumatori sono spesso, per pura inerzia mentale, restii alle novità, sia perchè infine l'uso dell'Al e sue leghe impone alcuni accorgimenti costruttivi, l'inosservanza dei quali può condurre ad insuccessi con le conseguenze che ognuno immagina.

Una delle maggiori difficoltà pel medio e piccolo costruttore è la saldatura dei tubi leggeri da telaio. Oggi l'alluminio si salda e si brasa benissimo: occorre però personale esperto. Per evitare inconvenienti la Ditta Fratelli Vianzone di Torino ha studiato una nuova soluzione, senza saldatura o brasatura, e come si vede nella figura qui a fianco, v'è anche riuscita.

Infatti i due lati anteriori del parallelogramma, costituente il telaio, anzichè essere a tubi unici, sono costruiti con tubi sdoppiati a decorso parallelo, naturalmente minori di diametro. Un tubo unico è invece conservato nel portasterzo e nel tubo reggisella, cioè la diagonale del parallelogramma.



La congiunzione dei tubi doppi al portasterzo è praticata mediante dei coni ad espansione, mentre il fissaggio al tubo reggisella avviene mediante due robuste viti. Similmente sono usate due viti per unire la scatola della pedaliera al telaio.

I due tubi doppi sono, posteriormente al tubo diagonale, rastremati a cono con la parte più sottile innestata al mozzo posteriore.

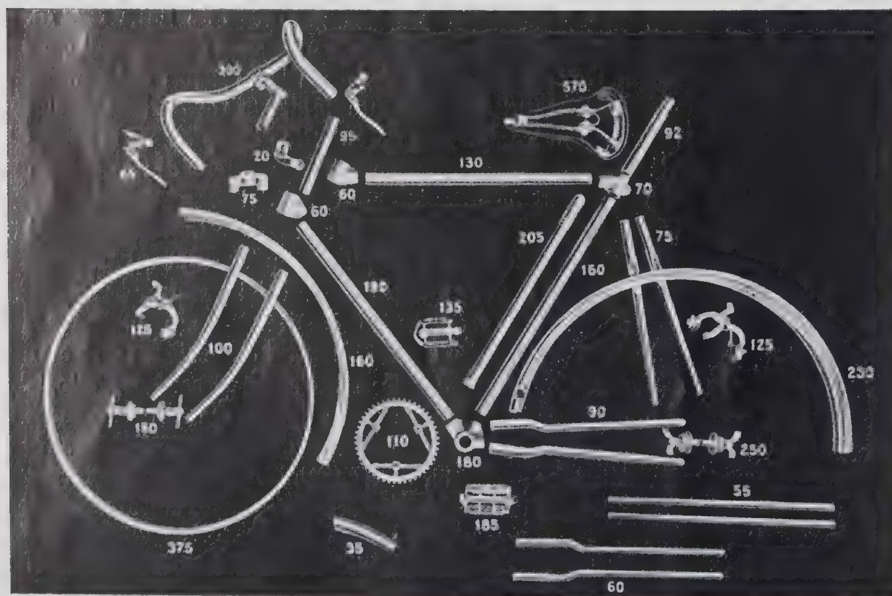
La forcella consta di tre parti: un pezzo superiore a campana, che ha sezione tonda ed unisce la forcella al portasterzo del telaio, e due profilati stampati ad « U » che vanno all'asse del mozzo anteriore.

In luogo delle forcelle tubolari a sezione schiacciata è usato dunque il profilo ad « U » che garantisce buona resistenza alla flessione ed alla torsione.

I tre componenti la forcella sono uniti a mezzo di rivetti.

Così costruito, il telaio completo di forcella pesa 2 kg. Aggiungendovi tutti gli accessori d'uso e montando cerchioni in lega leggera non s'arriva a 10 kg. Il modello da corsa poi pesa appena 8 kg.

La vernice in entrambi i casi è superflua, poichè l'alluminio si può lucidare a lucentezza argentea, oppure colorire in vari modi mediante l'ossidazione anodica.



Per far notare al lettore come la stessa tendenza, d'alleggerire la bicicletta senza comprometterne la solidità, sia seguita anche all'estero, ri-

portiamo infine un'interessante fotografia pubblicata dalla « Aluminium Industrie A. G. » di Neuhausen (Svizzera) relativa ad una macchina di produzione elvetica, dove si può osservare che la bicicletta, tranne la catena, assi, raggi e gomme è fabbricata interamente di lega leggera. Le cifre accanto ai pezzi indicano il relativo peso in grammi.

Accordo tedesco per la fornitura di scatole di conserva in alluminio

Il problema delle scatole da conserva è tecnico ed economico, ed è squisitamente autarchico. Si sa che in Germania ed in America si sono fatti studi per la sostituzione della latta con cartone paraffinato o resine sintetiche trasparenti su base cellulosica (viscosa, rodoid) od acrilica. Ma sembra che questi ed altri sistemi non abbiano attecchito, giacchè ora in Germania s'è concluso un accordo per la fornitura dei primi 5 milioni di scatole da conserva in alluminio; del resto tale tipo di scatole è stato studiato ed applicato oramai con successo su larga scala in Norvegia per le conserve di pesce, caso difficile per l'aumentato pericolo di corrosione rispetto ad altri alimenti.

Dal punto di vista economico ed autarchico è evidente l'utilità d'evitare l'acquisto dello stagno che è quasi completamente monopolizzato in mani inglesi, e venduto a caro prezzo. Lo stagno nazionale di Monte Valerio in Toscana va riservàto piuttosto a quelle applicazioni, soprattutto belliche, dove è insostituibile; e così pure il ferro.

Infine nel ricupero delle scatole usate l' alluminio è in netto vantaggio sulla latta, per le minori spese di trasporto grazie alla leggerezza, per il maggior valore commerciale e per la lavorazione unica per rifusione, senza necessità di trattamenti elettrolitici come si fa per il ricupero dello stagno.

A proposito della fornitura su riferita dei 5 milioni di scatole, la « Aluminium-Zentrale » di Berlino ha convocato ad Altona presso Amburgo, nella sede d'una delle ditte fornitrici, gli esponenti delle parti interessate alla fornitura stessa per uno scambio d'idee inerenti. Fu concluso una specie di capitolato che qui in appresso riportiamo integralmente:

Grado di purezza. Si deve usare esclusivamente dell'alluminio puro H 99,5% secondo la norma DIN 1712 (H — crudo).

Dimensioni (spessore, larghezza). Lo spessore dei nastri ammonta a 0,35 mm; la larghezza del coperchio della scatola a 145 mm, quella della parte inferiore della scatola a 161 mm.

Per la tolleranza delle dimensioni, vedasi alla Norma DIN 1793. La tolleranza dello spessore quindi è di ± 0,015 mm. La tolleranza della larghezza ammonta a + 0,3 mm per il nastro da 145 mm, e a + 0,6 mm per il nastro da 161 mm.

Lunghezza dei nastri. I fabbricanti di scatole da conserva desiderano che i nastri siano il più possibilmente lunghi. Il peso del rotolo normalmente non dovrebbe scendere al di sotto di 15 kg.

ϕ interno dei rotoli. Per evitare che i fabbricanti di scatole da conserva siano costretti di cambiare i loro aspi nell'adozione dell'alluminio in luogo della latta stagnata, le officine che forniscono i nastri adatteranno il ϕ interno dei loro rotoli a quello in uso per la latta presso i loro clienti.

Durezza e freccie Erichsen dei nastri. Le officine Lubeca indicano per il nastro semicrudo da 0,35 mm un titolo di purezza del 99,5%, una durezza Brinell desiderabile di 30-33 kg/mm² e una freccia di imbutitura Erichsen di 5,8-6 mm; per il nastro crudo è indicata una durezza Brinell di 38-42 kg/mm² con una freccia c. s. di 4-4,4 mm.

Qualità della superficie. In considerazione dell'energica sollecitazione chimica per corrosione delle scatole da conserva e dell'esperienza che una superficie lucida e liscia ha importanza decisiva per la buona resistenza, si desidera un nastro non spazzolato, non decapato, esente da solchi, porosità, inclusioni superficiali e zone di erosione.

Lubrificanti. I nastri vanno rivestiti possibilmente solo di una sottile pellicola di lubrificante insaporo e inodoro. Con poche eccezioni, gli olii minerali non sono adatti a tale scopo. E' stato raccomandato l'olio di paraffina secondo DAB 6 (farmacopea germanica VI ed.).

Imballaggio dei nastri. Per distinguere sicuramente le due qualità « semicrudo » e « crudo », si raccomanda di caratterizzare i nastri mediante imballaggi differenti. I nastri semicrudi si imballano in carta crespata bruna *senza* etichetta diversamente colorata; i nastri crudi invece si imballano in carta bruna *con* etichetta *azzurra.*

Individuazione delle scatole da conserva. Per il caso di reclami da parte delle fabbriche di conserve e rispettivamente dei consumatori, e altresì per poter eliminare eventualmente difetti, le ditte esercenti i laminatoi stamperanno un numero accanto alla marca di fabbrica, già prevista pei fabbricanti di scatole da conserva.

Nuovi progressi si possono registrare con la macchina automatica « Zeigmeister » in fatto di scatole di alluminio aggraffate. Una doppia aggraffatura a buona tenuta abolirebbe il problema della saldatura, e garantirebbe un elevato rendimento di fabbricazione, quindi un ulteriore vantaggio sulla scatola estrusa e trafilata.

L'alluminio al servizio dell'escursionista

« L'Alcoa News » pubblica nel suo numero del 15 maggio u. s. l'annessa fotografia, concernente soprattutto dei piattini da viaggio od escursione, fatti in cartone alluminiato. I vantaggi dell'alluminio in questa applicazione sono evidenti: bell'aspetto, assenza di « sapore di carta », mancato assorbimento della parte liquida degli alimenti, nessuna fragilità, leggerezza, lavabilità.

Ciò non costituisce propriamente una novità, perchè da noi e precisamente alla Fiera di Milano i piattini di cartone alluminiato sono in uso da vari anni, con soddisfazione delle folle di pubblico, che in certi giorni si accalcano in modo inverosimile ai banchi di distribuzione di cibi caldi.



Noteremo tuttavia come tale applicazione del nostro metallo faccia sempre maggiori progressi anche oltre l'Atlantico, e ci auguriamo di vedere ben presto aboliti, dai « cestini da viaggio » delle stazioni, gli antiquati piatti e tegamini in terra cotta, che sono pesanti e fragili; ed oltre tutto vengono spesso lanciati fuori dei finestrini, in piena corsa, da viaggiatori incoscienti, sì da colpire e spesso ferire gli operai che lavorano, o i militi ferroviari che perlustrano lungo la linea. Or non è molto, i giornali si sono di nuovo occupati di questo argomento, soprattutto a proposito delle bottiglie vuote gettate dai finestrini; anche qui il cartone alluminiato abolirebbe l' inconveniente, con vantaggio anche dell'igiene. Il fatto che le bottiglie in cartone alluminiato e simili non siano trasparenti, non vuole dire nulla, giacchè le bottiglie di vetro verde cupo attualmente in uso sono già così poco trasparenti che si può giudicare, a bottiglia chiusa, a mala pena del livello del liquido contenuto, non certo della sua qualità.

Le bombole in metallo leggero per il trasporto dei gas compressi in una mozione della Corporazione della Chimica

La Corporazione della Chimica, riunitasi a Roma nei giorni 30 e 31 maggio e 1 giugno, giunta al termine dei suoi lavori ha votato, tra l'altro, la seguente mozione:

La Corporazione della Chimica,

esaminata la situazione presente e le possibilità di sviluppo dell'industria dei gas compressi, con particolare riguardo alla produzione e al commercio dell'ossigeno;

considerate le particolari caratteristiche tecniche ed economiche dell'industria dell'ossigeno che si riassumono in un'elevata incidenza sul costo finale delle spese complessive di imballaggio, trasporto e distribuzione, nonchè in un andamento decrescente dei costi in rapporto alla entità degli impianti e al loro coefficiente di utilizzazione:

ritiene opportuno che: considerata la notevole influenza che esercita la gravosità dell'imballaggio sul commercio e sulla diffusione dei gas compressi, fa voti:

1) **che, superata la relativa fase di sperimentazione, venga adeguatamente favorita la più larga possibile utilizzazione delle bombole di metallo leggero;**
2) *che venga attuato ogni opportuno perfezionamento nei sistemi di vendita dei gas compressi. Pertanto demanda ad una apposita Commissione da costituire con le rappresentanze delle categorie ed amministrazioni interessate, lo studio di opportuni accordi economici per la disciplina dei sistemi di vendita dei gas compressi al precipuo fine di rendere i prezzi meglio accessibili alle più modeste categorie consumatrici,*

esprime il proprio compiacimento per le iniziative che l'Istituto Superiore di saldatura autogena sta attuando quale specifico ente di studio e propaganda per un più largo e razionale impiego della produzione autarchica nazionale dei gas compressi.

"Ematal„ un nuovo metodo di trattamento superficiale

Presentiamo ai lettori le annesse fotografie pubblicate da « Aluminium », Berlino, luglio 1939. Si tratta di vasellame in alluminio, trattato con un nuovo metodo di protezione superficiale che conferisce agli oggetti così trattati un aspetto che si potrebbe definire « porcellanato ». Il colore è grigio chiarissimo e l'effetto estetico molto attraente: lo si ottiene come la comune ossidazione anodica, avendo però cura che nello spessore d'ossido precipitino contemporaneamente anche altri ossidi, di titanio, ad es., che conferiscono buona opacità alla pellicola.

Questo trattamento è d'invenzione svizzera e si chiama « Ematal »: esso rispetto alla ossidazione anodica ha il vantaggio dell'opacità e del migliore aspetto, e rispetto alle smaltature la grande sottigliezza e la fortissima aderenza al supporto, per cui è escluso il distacco di schegge, che finirebbero nei cibi. Grazie alla sottigliezza dello strato (ed alla buona conducibilità termica dell'Al) la cottura è rapida, e si diminuisce il consumo di gas.

Chi vede per la prima volta un oggetto trattato secondo « Ematal », non pensa certo che si tratti d'alluminio, tanto esso arieggia la porcellana o lo smalto. Che ci guadagni anche l'autarchia grazie ad una maggiore diffusione dell'alluminio, è un ulteriore vantaggio, per cui l'adozione di questo sistema in Italia sarebbe desiderabile.





Il 2° Convegno Nazionale per il Gas Metano

Il 2° Convegno Nazionale per il Gas Metano, riunitosi a Bologna fra il 25-28 maggio u. s., fra le varie questioni connesse con la produzione e l'utilizzazione del metano, ha trattato incidentalmente della utilizzazione delle bombole in metallo leggero per il trasporto del prezioso gas combustibile. In modo particolare sono stati discussi in seno alla 2ª Commissione (distribuzione ed utilizzazione del metano come combustibile) i vari mezzi possibili per il trasporto del gas che si possono così suddividere:

1°) trasporto a mezzo bombole;
2°) trasporto a mezzo gasdotti (metanodotti);
3°) trasporto di gas liquefatto in recipienti isotermici.

Per il trasporto a mezzo bombole hanno riferito sulla produzione nazionale di bombole gli Ingg. Rocca e Resmini della S. A. Dalmine. La regolare fornitura di bombole incontra certe difficoltà per la insufficiente disponibilità di materie prime; comunque l'industria nazionale è attrezzata per sopperire al fabbisogno interno ed anche a richieste di mercati esteri.

La produzione nazionale di bombole negli ultimi anni ha registrato un notevole incremento; e l'eliminazione del nichelio dagli acciai impiegati permette ulteriori sviluppi.

L'utilizzazione di bombole in leghe leggere potrà incontrare una diffusione vastissima — a tutto vantaggio delle attività interessate — quando saranno risolti i problemi tecnici ed economici relativi e perfezionate le opportune norme legislative attualmente allo studio.

Un altro sistema di trasporto è basato sull'impiego di bombole semifisse di grande capacità, caricate su appositi autocarri. Interessante a tale proposito è l'iniziativa della Azienda Tranviaria di Milano, la quale espone alla Fiera di Bologna un tipo di autotreno con rimorchio per il rifornimento del gas metano, che trasporta 14 bombole semifisse, capaci di 3.000 kg di gas.

A conclusione dei lavori è stata redatta la seguente mozione:

« Il Convegno Nazionale del Gas Metano, sull'argomento del trasporto e della distribuzione del gas, considerato che il metano debba ormai ritenersi nel campo dell'autotrazione pesante come il più idoneo fra i carburanti succedanei autarchici, considerato che sulla base dei giacimenti già accertati di gas naturale e calcolando su una integrazione della produzione naturale con una fornitura di metano residuo dalle cokerie con lavorazione chimica del gas, si possa già ritenere attuale una metanizzazione su larga scala della valle del Po e della Toscana, arrivando alla alimentazione a metano, in questa zona, di una larga parte degli autoveicoli pesanti, esprime il voto che dalla Corporazione dei combustibili liquidi e dei carburanti venga affrontato con visione e criterio unitario il problema del trasporto e della distribuzione del gas nella zona considerata sia a mezzo di metanodotti, sia a mezzo di bombole, sia infine a mezzo della liquefazione che potrebbe utilmente servire per trasporti su grandi distanze, sfruttando razionalmente le diverse ed integrantisi caratteristiche dei suddetti mezzi di trasporto ».

La IVª Commissione (Il metano e la sua legislazione) giunta al termine dei suoi lavori, ha concretato inoltre la seguente mozione:

« Il Convegno, preso atto dei desideri contenuti nelle relazioni presentate ed espressi nelle conseguenti discussioni, invoca dalle Superiori Autorità che siano presi in considerazione, fra gli altri, i seguenti desiderata:

4) *Modificare le vigenti disposizioni per ottenere l'uso delle bombole di leghe leggere;*
5) *Provocare disposizioni affinchè gli autoveicoli attrezzati a metano possano, all'occorrenza marciare con carburanti liquidi ad uso dell'Autorità Militare;*

Mozione aggiunta:

Il secondo Convegno Nazionale per il Gas Metano in vista della grande importanza che le realizzazioni metanistiche hanno per l'autarchia nazionale esprime il voto che il Commissariato Generale delle Fabbricazioni di Guerra consideri le assegnazioni di materie prime occorrenti per la fabbricazione di condotte, dei tubi, di bombole e degli altri prodotti industriali necessari alla metanizzazione, alla stregua delle forniture di guerra.

L'alluminio ossidato per le applicazioni della elettrotecnica

Riportiamo da « Elettrotecnica » (vol. XXVI, pag. 482-484, 1939-XVII, n° 13) il sunto di una conferenza che l'Ing. Caboni ha tenuto sull'argomento sopradetto alla Sezione di Firenze dell'Associazione Elettrotecnica Italiana il 17 marzo c. a.

Sono state illustrate alcune nuove applicazioni dell'alluminio nell'elettrotecnica, applicazioni rese possibili dagli strati superficiali d'ossido formati per via elettrolitica.

Gli strati di ossido superficiali sull'alluminio e sue leghe, sono formati per via elettrolitica immergendo in un adatto elettrolita i pezzi di alluminio collegati al polo positivo. Con questo mezzo si trasforma il primo strato superficiale dell'alluminio in ossido di alluminio cristallino, duro, vetroso e liscio.

Scopo di questo trattamento è di formare sulla superficie dei pezzi uno strato uniforme che protegge il metallo sottostante dalle azioni corrosive e disgregatrici sia dell'atmosfera e degli agenti chimici, sia meccaniche per lo strofinamento e l'usura. Tale processo è largamente usato oggi e consente di usare l'alluminio e le sue leghe in un grandissimo numero di applicazioni per le quali l'alluminio non protetto dagli strati di ossido non ha sufficiente resistenza di fronte agli agenti chimici. Notevoli sono le applicazioni per l'architettura, per la marina, per l'aeronautica, per le industrie chimiche e per le industrie alimentari.

Lo spessore degli strati di ossido varia da 1/1000 di millimetro a 1/10 di millimetro.

Gli strati di ossido elettrolitico sull'alluminio sono isolanti elettrici. La tensione elettrica di rottura dell'isolante varia da 100 volta a 1000 volta circa a seconda dello spessore.

Le pellicole di ossido elettrolitico essendo formate di un materiale quasi infusibile sono insensibili alle temperature elevate; sono insolubili negli olii, nelle vernici, nei solventi e nei bitumi anche bollenti. Rivestendo di ossido elettrolitico un filo di allu-

minio si ottiene un conduttore elettrico isolato con uno spessore di isolante molto piccolo, ma di ottime caratteristiche.

Il filo di alluminio ossidato si presta ottimamente per gli avvolgimenti del macchinario elettrico. In virtù del piccolissimo spessore dello strato isolante vengono eliminate, per un grande numero di applicazioni, le difficoltà della sostituzione dell'alluminio al rame negli avvolgimenti delle macchine elettriche.

E' noto che l' alluminio puro per uso elettrico, ha resistenza ohmica specifica di 0,0278 ohm/mm²/mm contro 0,0178 del rame; la conduttività dell'alluminio è il 64% della conduttività del rame; perciò sostituendo un conduttore di alluminio ad un conduttore di rame si deve aumentare la sezione del 57% per avere la stessa resistenza ohmica. Questo aumento porta un aumento in proporzione dei vani e delle cave delle macchine, un aumento delle dimensioni e del peso del ferro; quindi si hanno macchine che a parità di peso e volume hanno una potenza inferiore.

Si noti bene che questo fatto si verifica quando si sostituisce al conduttore di rame un conduttore di alluminio isolato con gli stessi materiali del conduttore di rame, cioè cotone, seta, smalto, amianto, ecc.

Esaminando i comuni tipi di conduttori di rame isolati impiegati per gli avvolgimenti delle macchine elettriche e paragonando le sezioni totali dei conduttori con le sezioni nette del rame, si nota che gli isolanti di questi conduttori hanno spessori che occupano in media il 35% della sezione conduttrice del rame.

E' evidente che applicando il filo di alluminio ossidato il quale ha una copertura isolante di spessore quasi trascurabile (uno % del diametro totale) si può impiegare nello stesso spazio un filo di sezione conduttrice aumentata del 35% in media.

Nella tabella in calce vengono confrontate le sezioni nette e totali di alcuni conduttori di rame e dei corrispondenti di alluminio ossidato.

Dalla tabella risulta che il filo di alluminio ossidato consente di impiegare una sezione netta conduttrice di metallo del 35% in media superiore a quella dei fili di rame isolati con i comuni materiali isolanti. In alcuni casi la sostituzione del filo di alluminio consente una maggiorazione di sezione anche del 60%, di modo che la sostituzione è attuabile nelle migliori condizioni. Negli altri casi intervengono a favorire la sostituzione le caratteristiche dell'isolante di ossido, e cioè l'insensibilità al calore e la facile dispersione del calore. Dai risultati pratici risulta che con un aumento medio di sezione utile del 45-50% si ottengono nelle macchine le migliori caratteristiche elettriche e meccaniche, pari a quelle delle buone macchine avvolte in filo di rame. Meglio di ogni considerazione teorica, documentano questi risultati i collaudi eseguiti su macchine che hanno gli avvolgimenti rifatti con il filo di alluminio ossidato. Le macchine esaminate sono le seguenti:

1 Trasformatore trifase 500/220 volta - 5 kVA.
2 Motori 500 V - 50 - 2 kW.
Bobine di alto-parlanti di apparecchi radio.
Avvolgimenti vari eseguiti con filo di alluminio ossidato della S. A. Oxal di Torino.

Del trasformatore si danno qui di seguito le caratteristiche:

Nucleo lamierini	16/10
Sezione cm²	40
Peso kg	50
Induzione	11.000

Le perdite negli avvolgimenti di alluminio ossidato sono quelle che si riscontrano nei buoni trasformatori della stessa potenza avvolti con rame.

Dei due motori, identici nella parte ferro e meccanica, uno ha l'avvolgimento originale in filo di rame diametro 0,80 mm, l'altro ha l'avvolgimento rifatto con filo di alluminio ossidato diametro 1,05 mm.

I dati del collaudo paragonati sono i seguenti:

Motore *Brown-Boveri* N. 186649 con avvolgimento originale in filo di rame 0,80 mm, 2 HP di targa.

Cav.	kW	R %	i	cos φ	G
—	0.126	—	0.91	0.160	1495
0.5	0.507	72.6	1.13	0.516	1478
1	0.914	80.5	1.43	0.737	1458
1.5	1.367	80.8	1.91	0.825	1434
2	1.890	77.5	2.53	0.868	1403
Carico normale di targa:					
2.5	2.538	72.5	3.30	0.885	1360

Motore *Brown-Boveri* N. 187827 con avvolgimento rifatto con filo Oxal diametro 1,05 mm, 2 HP di targa.

Cav.	kW	R %	i	cos φ	G
—	0.111	—	0.916	0.140	1489
0.5	0.481	76.5	1.097	0.506	1481
1	0.888	82.8	1.409	0.727	1460
1.5	1.340	82.5	1.892	0.819	1435
2	1.868	78.8	2.494	0.865	1407
Carico normale di targa:					
2.5	2.502	73.5	3.265	0.885	1365

Sopraelevazioni di temperatura sull'ambiente a 18°C di funzionamento al pieno carico, avendo il motore raggiunto il regime di temperatura dopo ore 1,30 circa di lavoro continuativo:

Sopraelevazione di temperatura nella massa 29°C.

Sopraelevazione di temperatura negli avvolgimenti statorici: 34,2°C.

Sopraelevazioni di temperatura nella massa 24,3°C.

Sopraelevazioni di temperatura negli avvolgimenti statorici: 34°C.

I collaudi sono stati eseguiti dall' Istituto Elettrotecnico Nazionale Galileo Ferraris di Torino.

Le bobine di campo per altopar-

Conduttore	Isolante	Diametro mm		Sezione mm²		Aumento di sezione utile
		netto	totale	netto	totale	
Rame	smalto	0.15	0.17	0.0176	0.0227	—
Alluminio	ossido	0.169	0.17	0.0224	0.0227	27%
Rame	smalto	0.40	0.45	0.125	0.159	—
Alluminio	ossido	0.445	0.45	0.155	0.159	24%
Rame	seta	0.40	0.40	0.125	0.173	—
Alluminio	ossido	0.467	0.47	1.171	0.173	37%
Rame	cotone	0.80	0.95	0.50	0.71	—
Alluminio	ossido	0.945	0.95	0.70	0.71	40%
Rame	cotone	1	1.25	0.785	1.22	—
Alluminio	ossido	1.24	1.25	1.207	1.22	53%
Rame	cotone	2	2.30	3.14	4.15	—
Alluminio	ossido	2.28	2.30	4.10	4.15	30%
Rame	cotone	4	4.40	12.5	15.2	—
Alluminio	ossido	4.38	4.40	15	15.2	20%
Rame	cotone	1.5 x 5	1.9 x 5.4	7.5	10.2	—
Alluminio	ossido	1.88 x 5.38	1.9 x 5.4	10.1	10.2	35%
Rame	amianto	3 x 3	3.8 x 3.8	9	14.4	—
Alluminio	ossido	3.78 x 3.78	3.8 x 3.8	14.3	14.4	60%

lanti sono costituite di 13.000 spire di filo di alluminio ossidato diametro 0,20 mm ed hanno un peso di kg 0,230, sostituiscono le bobine fino ad oggi usate costituite da circa 13.000 spire di filo di rame smaltato di diametro netto 0,175 mm del peso di 0,480 kg.

	Diametro del filo			Peso avvolgimento		Rapporto dei pesi	Ampere	Ampere per mm²	Costo avvolgimento	
	Rame		Alluminio	Rame kg	Alluminio kg				Rame	Alluminio
	netto	lordo							Lire	Lire
Primario	1.70	1.94	2.00	12.—	5.550	2.16	3.36	1.8	140	125
Secondario	3.20	3.50	3.65	8.50	3.350	2.55	13.5	1.35	90	70
				20.50	8.900	2.31			230	195

Carico kW	Tensione al second.	Rendimento %	Temperat. avvolgimento a regime DT		Resistenza avvolgimento		Corrente ampere		Perdite ohmiche watt				Perdite nel ferro %
			Primario	Second.	Primario ohm	Second. ohm	Primario	Second.	Primario	Second.	Totale	%	
0	219.6				5.35	0.327							
2	217.8	91.2											
3	217.0	92.7											
3.5	216.6	93.2											
4	216.2	93.5	24.5	38.7									
4.5	215.6	93.7											
5	215.1	93.6	41.8	57.9	6.45	0.408	3.36	13.5	72.8	74.6	157.4	3.6	2.8
5.5	214.5	93.1											
6	213.9	91.5											

L'applicazione del filo di alluminio ossidato è particolarmente adatta e vantaggiosa per quegli apparecchi soggetti a forte riscaldamento come i trasformatori per i forni ad induzione, elettromagneti per sollevamento di rottame di ferro, ecc. In questi casi si sostituisce il filo di rame con isolamento di amianto o di mica, di forte spessore e costo elevato.

Sono stati portati numerosi altri esempi di costruzioni elettromeccaniche eseguite con filo di alluminio ossidato prodotto dalla S. A. Oxal di Torino.

Per il costo, l'avvolgimento di filo di alluminio ossidato costa dal 10% al 40% in meno dell'avvolgimento di filo di rame.

L'oratore ha poi illustrato un'altra interessante applicazione dell'alluminio ossidato: le parabole riflettenti per fari ed illuminazione. Eseguendo sull' alluminio lucidato uno strato di ossido perfettamente trasparente, si ottiene una superficie riflettente come quella dei metalli cromati e nichelati e quasi pari al potere riflettente dei metalli argentati.

Le parabole riflettenti di alluminio ossidato hanno il vantaggio di essere leggere e non fragili come il vetro argentato; di non alterarsi per effetto del calore della sorgente luminosa e degli agenti atmosferici come succede per le parabole di metallo argentato e di metallo cromato.

Al termine della sua interessante conferenza l'Ing. Caboni è stato vivamente applaudito dagli ascoltatori che si sono trattenuti a lungo ad esaminare le macchine ed i campioni presentati ed a discutere le possibilità di impiego di questo prodotto eminentemente autarchico.

Unificazione della classificazione delle leghe leggere e delle leghe leggere da fonderia in pani

Al presente fascicolo della nostra Rivista è annesso il progetto UNI d' unificazione della classificazione delle leghe leggere, N° 0268, sottoposto ad inchiesta pubblica. Segnaliamo tale progetto a tutti gli interessati, tanto più che a nessuno può sfuggire l'alta importanza di tale unificazione e i benefici effetti del riordinamento nel nostro campo. E' vivamente sentita infatti la necessità di classificare secondo un criterio unico e razionale le leghe leggere. Tutti sono perciò invitati ad esprimere il loro parere, ben motivato, documentato e per iscritto, giacchè solo così i suggerimenti e le critiche possono avere effetto costruttivo e valore utile.

Richiamiamo l'attenzione dei nostri cortesi lettori in modo particolare su quanto è detto a pag. 13 del suddetto progetto d'unificazione, sotto « Conclusioni e quesiti », dove si rivolge una serie di domande agli interessati, sia produttori che consumatori, allo scopo di poter contemperare i loro interessi fra loro e con quelli superiori della Nazione, appunto mediante l'unificazione.

I progetti considerati in tale fascicolo UNI sono due, e precisamente i NN. CUM-Q3 e CUM-Q4. Il primo considera la classificazione delle leghe leggere a base di alluminio in generale, distinguendo tra leghe da getto (G) e da lavorazione plastica (P). La categoria « G » si divide a sua volta in GS, GC e GP, a seconda se sono leghe colate in sabbia, in conchiglia o sotto pressione. La categoria « P » comprende i gruppi PL (laminati) e PF (fucinati). Sono trattati i tipi e le varietà di leghe in base alla loro composizione, è indicato un sistema di marcatura dei pani, semilavorati, ecc., ed è data, subito in principio, una definizione di « lega leggera »; è importante la suddivisione dei pani in I e II qualità.

Il secondo dei due progetti concerne le leghe leggere da fonderia in pani di I e II qualità. I pani di I[a] possono essere fatti solo d'alluminio di prima fusione, escludendo scarti ecc. che non provengano dalla lavorazione interna dell'officina produttrice. Sono date tabelle di composizione chimica, colle relative tolleranze, per le leghe tipo Al-Cu, Al-Si, Al-Mg e Al-Zn, nonchè indicazioni circa le possibilità tecnologiche e di impiego delle leghe stesse.

NOTIZIARIO ECONOMICO

Le industrie dell'alluminio e del magnesio

I recenti sviluppi dell'industria del magnesio (la cui produzione mondiale è salita alle 25.000 tonn. del 1938 nel giro di pochissimi anni) hanno attirato sul nuovo metallo l'interesse generale, e fatto, tra l'altro, sorgere il dubbio — spesso concretato in affermazione — che il magnesio sia per sua natura un concorrente dell'alluminio, e che ogni progresso di quello debba necessariamente tradursi in una perdita di terreno da parte di questo.

Il campo conteso sarebbe sopratutto quello della costruzione di leghe leggere: la gravità del pericolo sarebbe insita nel fatto che proprio in questo settore l'alluminio ha trovato negli ultimi anni uno sbocco in via di continuo sviluppo.

La questione è certamente di grande interesse, sia perchè, secondo ogni attendibile prospettiva, la produzione di magnesio sembra avviata verso un continuo incremento, sia poi perchè i paesi più importanti produttori di magnesio sono anche i più importanti produttori di alluminio.

Solo un esame dell'andamento della produzione dei due metalli nel mondo e nei vari paesi e delle caratteristiche d'impiego di entrambi può permettere di accertare se il pericolo di concorrenza effettivamente esista, o se si tratti di affermazione superficiale, che non trova rispondenza nella realtà.

Una prima conclusione viene resa possibile dalle statistiche della produzione dei due metalli:

PRODUZIONE MONDIALE DI MAGNESIO E ALLUMINIO
(in tonn.)

	1937 Magnesio	1937 Alluminio	% Mg su Al	1938 Magnesio	1938 Alluminio	% Mg su Al
Produzione mondiale	20.000	490.000	4	25.000	584.000	4,2
Germania	12.000	127.000	9,4	14.000	166.000	8,4
Inghilterra	2.000	19.400	10.3	3.000	22.500	13,1
Stati Uniti	2.000	132.000	1,5	3.000	130.000	2,3
Francia	1.800	34.500	5,2	2.000	45.300	4,4
Giappone	1.200	10.500	11,4	1.500	20.000	7,5
U.R.S.S.	700	45.000	1,5	1.000	48.000	2,0
Svizzera	230	25.000	0,9	300	26.500	1,1
Italia	70	22.900	0,3	200	25.800	0,7

Da qui risulta un evidente parallelismo nello sviluppo dei due metalli: la produzione di magnesio non ha certamente ostacolato quella dell'alluminio, allo stesso modo che il nuovo metallo non è stato soffocato sul nascere dalle posizioni acquisite del vecchio; di particolare significato è poi il fatto che nell'ultimo biennio la percentuale della produzione di magnesio su quella di alluminio non è sensibilmente variata: gli spostamenti sono stati, a danno dell'alluminio, del 0,2% nel mondo, del 2,8% nella Gran Bretagna, dell'1% nella Germania, del 0,8% negli Stati Uniti, del 0,5% nell'U.R.S.S., del 0,4% per l'Italia, del 0 2% per la Svizzera e, a sfavore del magnesio, del 2,9% nel Giappone. Segno evidente che nulla del terreno guadagnato dal magnesio è stato sottratto all'alluminio.

Le ragioni di ciò risultano chiare da un esame degli impieghi dei due metalli.

Per quanto riguarda gli usi del magnesio nell'industria metallurgica (per disossidare e desolforare vari metalli, tra cui sopratutto il nichel), la preparazione di miscele piroforiche ecc., la questione non ha ragione di porsi giacchè per tali impieghi, (che d'altra parte assorbono una percentuale piccolissima del magnesio prodotto) il metallo viene usato in grazia di proprietà chimiche che sono sua esclusiva caratteristica. Ma alla stessa conclusione si giunge per quanto riguarda l'altra applicazione che assorbe la quasi totalità del magnesio: la produzione di leghe leggere nei due tipi a bassissimo ed altissimo tenore.

Le prime (poste in commercio sotto i vari nomi di *Hydronalium, Seewasser, Mansfalium*, ecc.) presentano il doppio vantaggio di leggerezza più elevata dell'alluminio e spiccata resistenza agli agenti di corrosione: tra le molte interessanti applicazioni si segnala il rivestimento di superfici esposte all'acqua marina.

Le leghe invece ad altissimo tenore di magnesio (tipo *Electron*, che assorbono più dell'85% della produzione totale) trovano il più largo campo nell'industria aeronautica, sopratutto a causa della loro leggerezza — superiore dei 20% circa a quelle di alluminio ed altri metalli — la quale permette di evitare pesi morti. Un semplice esempio serve a dare un'idea di queste possibilità del nuovo metallo. E' stato calcolato che, pesando in genere le leghe di magnesio il 20% meno di quelle di alluminio (e dato che approssimativamente il 75% del materiale metallico necessario alla costruzione di un aereo per passeggeri può essere sostituito con leghe tipo electron) per un velivolo da 4 t. per 6 passeggeri si possono ricuperare kg 600 che rappresentano il 15% (75% × × 0,20) del peso totale e corrispondono a 7 passeggeri. Anche se in apparecchi di altro tipo (bombardamento, caccia, ecc.) il posto per il magnesio è minore, le sue possibilità di impiego rimangono sempre notevoli.

Ma il fatto che proprio la massima parte del magnesio prodotto venga impiegata in leghe in cui l'altro componente è l'alluminio, significa che i due metalli non sono affatto concorrenti; ma anzi lo sviluppo dell'uno è associato a quello dell'altro; verità che, se vale per la massima parte del magnesio prodotto, vale anche per una porzione molto notevole dell'alluminio. Il fatto poi che l'industria aeronautica, la grande consumatrice di leghe leggere, segni una continua espansione, è uno degli argomenti che promettono il più grande incremento nella produzione di questi due metalli a domanda congiunta.

E' ciò che giustifica nei principali paesi sia gli sviluppi paralleli segnalati negli ultimi anni per i due metalli, sia sopratutto i programmi che nei prossimi anni comportano grandi sviluppi in entrambe le produzioni.

In *Germania* si constata che l'aumento del 700% della produzione di magnesio nel periodo 1933-1938 non ha impedito l'aumento del 600% di quella dell'alluminio nello stesso periodo; da quel tanto che si conosce sui piani di produzione dei due metalli nel prossimo futuro, sembra che essi si svilupperanno con lo stesso ritmo. Agli impianti della *I. G.*, che presumibilmente non utilizzano ancora tutta la loro capacità produttiva, si aggiungeranno quelli della *Oesterreichische Magnesit A. G.*, che sfrutterà il minerale dei giacimenti locali (i più ricchi del mondo); tutto ciò non esclude che la produzione di alluminio preventivata per il 1943 in circa 260.000 t. comporti un aumento di 100.000 t. circa sul 1938. Unica restrizione al parallelo sviluppo di queste due produzioni, è, sembra, la limitatezza della energia elettrica disponibile per le industrie elettrometallurgiche.

Le stesse tendenze si rilevano negli *Stati Uniti*: mentre la produzione di magnesio (praticamente accentrata presso la *Dow Chemical Co.*, che ottiene il metallo per elettrolisi partendo dai sali magnesiaci delle sorgenti di Midland) è passata da 411 t. nel 1929 (34 t. nel 1916) a 3.000 t. nel 1938, quella di alluminio si è parallelamente portata nello stesso periodo da 100 t. a 130.000 t. Anche qui i futuri sviluppi si annunciano paralleli: da una parte è allo studio lo sfruttamento dei giacimenti di magnesite della California e

del Washington dall'altra si annunciano aumenti nella produzione della *Aluminium Co. of America,* che, pare, metterà a contributo la capacità produttiva della sua consociata canadese.

Dalla situazione del Giappone si possono trarre conclusioni analoghe: la produzione di magnesio è salita da 24 t. nel 1932 a 1.200 t. nel 1938, (quasi tutta presso la *Nichiman* di *Ube*) parallelamente a quella di alluminio che è passata da quantitativi trascurabili a 20 mila t. circa nello stesso periodo. Entro tre anni ad una produzione di 17.000 t. di magnesio (da ottenersi attraverso lo sfruttamento dei giacimenti della Manciuria, i più importanti dell'Asia) dovrebbe fare riscontro, secondo i piani in atto, una produzione di 136.000 t. di alluminio.

Mentre poi la produzione di alluminio in *Gran Bretagna* risulta triplicata nel periodo 1935/1939, mancano per il magnesio dati che fissino con precisione le tappe della rapida ascesa iniziatasi nel 1935 ad opera della *Magnesium Metall Alloys Ltd.* Grazie ai nuovi impianti in corso e a quelli in progetto la produzione dei due metalli, entrambi resi necessari dai programmi di riarmo, è avviata a nuovi sviluppi: quella di magnesio sarà presumibilmente triplicata e quella di alluminio raddoppiata, sopratutto dopo la entrata in esercizio degli impianti della *South Wales Aluminium Co.*

L'esperienza della *Francia,* mette in rilievo le stesse tendenze: il forte sviluppo nella produzione di magnesio (2.000 t. nel 1938 contro 70 t. nel 1932) si è accompagnato ad un parimenti notevole sviluppo nella produzione di alluminio (aumento del 51,7% nel biennio 1936/1938) mentre, pur non essendosi a conoscenza di precisi programmi, si prevedono futuri aumenti paralleli nelle due produzioni.

Di contrasto, dunque, tra i due metalli non si può parlare; ad eccezione di quelle piccole quantità di magnesio che vengono utilizzate per applicazioni particolari, la quasi totalità del nuovo metallo invade sì la sfera dell'alluminio ma non per sottrargli terreno: al contrario, attraverso nuove leghe, ne migliora le qualità e gli crea possibilità di impiego in campi in cui il suo investimento sembrava negato o limitato.

Le statistiche degli ultimi anni e i piani di produzione dei prossimi fanno piuttosto ritenere che l'entrata del nuovo metallo nel mercato segni, nella storia dei progressi dell'alluminio, l'apertura di un periodo ricco di nuove possibilità.

E' in queste condizioni che l'Italia, forte produttrice di alluminio, si prepara ad essere forte produttrice di magnesio; i programmi in via di attuazione assicurano che, anche in questo settore, il cui interesse si va rivelando sempre più grande, l'industria italiana non sarà inferiore alle industrie estere.

Notizie comunicate dall' Ufficio Studi della S. A. Montecatini

Produzione mondiale di bauxite [1)] (dati della Metallgesellschaft)

Tonn. metriche × 1000	1929	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938
Germania [2)]	2,0	—	—	0,4	1,7	6,6	8,3	12,6	19,9	19,4
Francia	666,4	609,2	403,6	401,4	490,5	528,5	512,9	649,5	690,9	683,4
Grecia	6,3	2,3	1,2	0,6	—	—	9,5	129,9	147,4	150,0
Irlanda	2,4	2,1	3,4	1,5	0,7	0,1	—	—	—	
Italia	192,8	161,2	67,4	86,6	94,8	131,3	170,1	262,2	386,5	382,7
Jugoslavia	103,4	94,7	64,8	67,1	80,9	84,8	216,2	292,2	357,8	404,6
Ungheria [3)]	115,0	108,2	88,1	84,0	66,2	119,4	245,6	368,9	*510,0	*390,0
Russia	—	—	11,6	37,4	50,6	* 60,0	*130,0	*200,0	*230,0	*250,0
Resto dell'Europa	1,9	* 2,0	* 1,0	* 2,0	* 4,0	1,5	* 7,0	11,0	* 6,0	* 6,5
Europa	**1090,2**	**979,7**	**641,1**	**681,0**	**789,4**	**932,2**	**1299,6**	**1926,3**	**2348,5**	**2286,6**
Indie Inglesi	9,2	2,5	4,4	4,5	1,1	—	7,8	3,7	15,4	* 15,0
Malesia Inglese	—	—	—	—	—	—	—	—	12,8	56,6
Indocina Francese [4)]	—	—	—	—	—	—	—	—	0,2	
Indie Olandesi	—	—	—	—	—	—	9,9	133,7	199,0	225,0
Asia	**9,2**	**2,5**	**4,4**	**4,5**	**1,1**	—	**17,7**	**137,4**	**227,4**	**296,6**
Stati Uniti	371,6	335,9	199,0	97,9	156,7	160,4	237,7	378,0	427,0	324,0
Brasile [5)]	—	—	—	—	—	—	0,7	7,0	8,8	12,9
Guaiana Inglese [6)]	187,4	122,0	127,0	66,2	33,7	54,1	113,0	172,2	301,3	[4)] 382,4
Guaiana Olandese [4)]	210,0	264,6	173,2	126,5	106,4	101,0	115,2	233,9	392,3	[7)] 393,0
America	**769,0**	**722,5**	**499,2**	**290,6**	**296,8**	**315,5**	**466,6**	**791,1**	**1129,4**	**1112,3**
Australia ed Oceania	**0,6**	**0,8**	**1,6**	**1,1**	**1,0**	**1,1**	**1,2**	**0,8**	**7,9**	*** 8,0**
Produzione totale	**1869,0**	**1705,5**	**1146,3**	**977,2**	**1088,3**	**1248,8**	**1785,1**	**2855,6**	**3713,2**	**3703,5**

1) In questa tabella sono riportate le cifre ufficialmente pubblicate dai singoli Paesi. Non si tiene quindi conto del fatto che le varie qualità di bauxite sono molto diverse nella composizione e hanno contenuti di umidità differenti.

2) Produzione di bauxite preparata meccanicamente oppure venduta greggia di miniera.

3) Queste cifre per l'Ungheria sono state ottenute addizionando le quantità della bauxite esportata e consumata nel Paese. La produzione fu di 396.000 tonn. nel 1928, 389.200 tonn. nel 1929, 31.700 tonn. nel 1930, 89.600 tonn. nel 1931, 111.600 tonn. nel 1932, 72.400 tonn. nei 1933, 185.000 tonn. nel 1934, 211.100 tonn. nel 1935, 329.000 tonn. nel 1936, 451.600 tonn. nel 1937, 540.700 tonn. nel 1938.

4) Esportazione.

5) Esportazione: inoltre furono consumati annualmente nell'interno: dal 1926 sino al 1938, 1000 a 3000 tonn. di bauxite. Non esistono dati esatti circa le consegne nell'interno.

6) Nella Guaiana Inglese vengono prodotte annualmente le seguenti quantità di bauxite con un contenuto del 30-50% di Al_2O_3 ma a quanto pare non vengono esportate: tonn. metriche

1928	1929	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937
31.000	32.700	27.000	32.600	18.700	8.300	11.900	26.800	40.500	65.400.

7) Esportazione verso gli Stati Uniti.

Produzione mondiale di alluminio (dati della Metallgesellschaft)

Tonn. metriche × 1000	1929	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938
Germania	36,0	33,7	29,6	21,4	21,0	39,4	73,3	100,8	132,0	165,6
Austria	2,7	3,0	2,5	2,1	2,1	2,2	2,5	3,3	4,4	
Reich	*33,3*	*30,7*	*27,1*	*19,3*	*18,9*	*37,2*	*70,8*	*97,5*	*127,6*	
Francia	29,1	26,0	18,0	14,5	14,5	16,2	21,9	26,5	34,5	45,3
Inghilterra	13,9	14,0	14,2	10,3	11,0	13,0	15,1	16,4	19,0	22,5
Italia [1]	7,0	8,0	11,1	13,4	12,1	12,8	13,8	15,9	22,9	25,8
Jugoslavia	—	—	—	—	—	—	—	—	0,2	1,3
Norvegia	29,1	27,4	21,4	18,0	15,5	15,5	15,3	15,4	23,0	29,0
Svezia	—	—	—	—	—	0,3	1,8	1,8	1,8	1,9
Svizzera	20,7	20,5	12,2	8,5	7,5	8,2	11,6	13,6	25,0	26,5
Spagna	1,0	1,1	1,2	1,1	1,1	1,2	1,3	0,7	—	*0,8
Ungheria	—	—	—	—	—	—	0,3	0,8	1,2	1,5
U. R. S. S.	—	—	0,1	0,9	4,4	14,4	24,5	37,9	47,6	48,0
Resto dell' Europa	—	0,2	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1
Europa	**136,8**	**130,9**	**108,0**	**88,2**	**87,2**	**121,1**	**179,0**	**229,9**	**307,3**	**368,3**
Asia (Giappone)	—	—	—	—	—	**0,7**	**4,7**	**7,5**	**10,5**	***17,0**
Stati Uniti	103,4	103,9	80,5	47,6	38,6	33,6	54,1	102,0	132,8	130,1
Canadà	42,0	34,9	31,0	17,9	15,9	15,6	20,6	26,2	42,2	64,5
America	**145,4**	**138,8**	**111,5**	**65,5**	**54,5**	**49,2**	**74,7**	**128,2**	**175,0**	**194,6**
Produzione totale	**282,2**	**269,7**	**219,5**	**153,7**	**141,7**	**171,0**	**258,4**	**365,6**	**492,8**	**579,9**

[1]) In Italia vennero prodotte inoltre le seguenti quantità di alluminio di 2a fusione: 1935: 1.334 t, 1936: 2.000 t, 1937: 171 t.

Consumo mondiale di alluminio (dati della Metallgesellschaft)

Tonn. metriche × 1000	1929	1930	1931	1932	1933	1934	1935	1936	1937	1938
Germania	33,4	24,0	21,7	18,5	26,3	49,2	84,0	102,8	129,5	176,6
Austria	0,8	0,6	0,5	0,4	0,3	0,4	*0,4	0,5	0,9	
Reich [1])	*32,6*	*23,4*	*21,2*	*18,1*	*26,0*	*48,8*	*83,6*	*102,3*	*128,6*	
Belgio	2,0	1,0	1,3	1,0	1,1	1,1	1,3	2,4	3,1	2,1
Francia	25,0	20,0	18,0	15,0	14,0	18,0	24,0	27,0	28,0	27,0
Inghilterra	30,0	24,0	20,0	17,5	19,0	23,0	28,4	35,0	49,0	66,0
Italia	9,3	8,2	7,4	5,5	7,3	9,4	14,0	17,0	26,0	26,0
Polonia	0,7	0,3	0,1	0,2	0,5	0,5	0,9	1,0	1,2	2,4
Svezia	1,5	2,0	1,9	1,4	1,6	2,4	3,5	2,4	4,7	6,6
Svizzera	8,0	7,0	5,0	4,5	5,5	6,5	7,0	9,0	13,0	11,5
Cecoslovacchia	1,5	1,3	1,1	1,0	0,7	2,0	1,6	3,6	4,6	3,5
Ungheria	0,5	0,3	0,3	0,3	0,3	0,5	0,5	0,9	1,5	2,6
U. R. S. S.	6,0	10,0	20,0	11,5	15,0	19,5	25,0	38,0	47,0	55,0
Resto dell' Europa	1,0	1,5	1,8	3,2	2,9	3,7	3,9	3,8	5,1	4,1
Europa	**118,9**	**99,6**	**98,6**	**79,6**	**94,2**	**135,8**	**194,1**	**242,9**	**312,7**	**383,4**
Giappone	13,0	11,0	[2]) 4,3	[2]) 5,3	[2]) 4,0	[2]) 5,8	[2]) 12,5	[2]) 17,0	[2]) 22,0	* 40,0
Resto dell'Asia			0,7	0,7	0,7	1,0	1,0	1,5	1,5	1,3
Asia	**13,0**	**11,0**	**5,0**	**6,0**	**4,7**	**6,8**	**13,5**	**18,5**	**23,5**	**41,3**
Africa	—	—	—	—	—	0,1	0,1	0,1	0,1	*0,1
Stati Uniti	130,0	89,0	65,0	48,0	50,0	74,0	87,6	127,0	154,0	83,0
Canadà	7,0	6,0	5,0	5,0	4,0	5,5	5,2	7,0	7,5	5,5
Resto dell' America					1,1	1,2	1,1	1,4	1,4	1,3
America	**137,0**	**95,0**	**70,0**	**53,0**	**55,1**	**80,7**	**93,9**	**135,4**	**162,9**	**89,8**
Australia ed Oceania	**0,7**	**0,3**	**0,1**	**0,2**	**0,2**	**0,4**	**0,3**	**0,6**	**0,4**	***0,5**
Consumo totale	**269,6**	**205,9**	**173,7**	**138,8**	**154,2**	**223,8**	**301,9**	**397,5**	**499,6**	**515,1**

[1]) Le cifre per la Germania s'intendono senza l'importazione dell'alluminio in rottami e di seconda fusione. L'importazione netta di alluminio in rottami e di seconda fusione ammontava a: nel 1929: 6.400 tonn. nel 1929, 4.600 tonn. nel 1930, 2.800 tonn. nel 1931, 1.000 tonn. nel 1932, 2.200 tonn. nel 1933, 3.700 tonn. nel 1934, 2.800 tonn. nel 1935, 1900 tonn. nel 1936, 3.500 tonn. nel 1937 e 4.300 tonn. nel 1938.

[2]) Sono state importate nel Giappone nel 1931 circa 2.400 tonn., nel 1932 circa 3.800 tonn., nel 1933 circa 4.700 tonn., nel 1934 circa 5.800 tonn., nel 1935 circa 4.300 tonn.; nel 1936 circa 1700 e nel 1937 circa 1.500 tonn., di alluminio di 2a fusione e di rottami di alluminio, mentre l'importazione di alluminio di 2a fusione e rottami di alluminio era di poca entità negli anni precedenti. Non é compreso nelle nostre cifre di consumo, il consumo giapponese di alluminio di 2a fusione e di rottami di alluminio.

*) Dati di stima.

Alluminio di prima fusione in pani da fonderia Qualità, prescrizioni	UNI 819 19 Dic. 1938-XVII

Generalità

1 – La presente unificazione riguarda l'alluminio di prima fusione in pani da fonderia che si ottengono colando in lingottiere alluminio di una delle qualità indicate nel punto 3.

2 – Per alluminio di prima fusione s'intende quello ottenuto direttamente dalla riduzione elettrolitica dell'ossido di alluminio presso le aziende produttrici e da queste elaborato nelle forme commerciali precisate nel punto 7; esso viene posto in commercio suddiviso in classi caratterizzate da un determinato titolo minimo.
L'alluminio ricavato dalla rifusione di ritagli e scarti di laminazione e da altre lavorazioni viene denominato alluminio di seconda fusione; esso non è contemplato nella presente unificazione anche se il suo titolo, determinato a mezzo di analisi chimica, corrisponde ad uno dei titoli previsti nel punto 3.

Qualità di alluminio

3 – L'alluminio di prima fusione in pani da fonderia è classificato come segue:

Designazione convenzionale della qualità dell'alluminio	Titolo dell'alluminio* minimo %	Impurità tollerate (vedere punto 4)		
		Fe + Si + Cu + Zn + Ti massimo %	Cu + Zn + Ti massimo %	Cu + Zn massimo %
ALP 99,7 UNI 819	99,7	0,3	0,05	0,03
ALP 99,5 UNI 819	99,5	0,5	0,09	0,06
ALP 99 UNI 819	99	1	0,15	0,10

* Per titolo dell'alluminio s'intende la quantità percentuale di metallo puro presente.

Condizioni di accettazione

4 – Le impurità presenti in varie percentuali nell'alluminio di prima fusione sono costituite sostanzialmente da ferro, silicio, rame, zinco e titanio. Le altre impurità come magnesio, manganese, nichel ed altri metalli comunemente impiegati nella fabbricazione delle leghe leggere sono tollerate soltanto allo stato di tracce non dosabili quantitativamente e cioè in quantità non superiori al 0,01%.

5 – I pani devono presentare superfici pulite, unite e lisce; la zona di risucchio deve essere priva di scorie e di inclusioni.

Forma, dimensioni e peso dei pani

6 – I pani devono portare la marca di fabbrica del produttore ed il contrassegno costituito dalla sigla ALP e dal titolo della qualità unificata.

7 – L'alluminio di prima fusione viene fornito in pani aventi le dimensioni, le marcature ed i pesi qui sotto indicati.

Pane a dentella da 1 kg
(peso: da 0,900 a 1,100 kg)

Esempio di designazione di un pane a dentella da 1 kg, di alluminio di prima fusione avente il titolo minimo 99,5:

ALP 99,5 UNI 819 × 1

Pane da 4 kg
(peso: da 3,500 a 4,500 kg)

Esempio di designazione di un pane da 4 kg, di alluminio di prima fusione avente il titolo minimo 99,5:

ALP 99,5 UNI 819 × 4

Simboli – Impurità tollerate: Fe = ferro, Si = silicio, Cu = rame, Zn = zinco, Ti = titanio.

Alluminio di seconda fusione in pani da fonderia
Qualità, prescrizioni

UNI 820

19 Dic. 1938-XVII

Generalità

1 – La presente unificazione riguarda l'alluminio di seconda fusione in pani da fonderia che si ottengono colando in lingottiere alluminio di una delle qualità indicate nel punto 3.

2 – Per alluminio di seconda fusione s'intende quello ottenuto dalla rifusione e dal ricupero di rottami, ritagli, boccami, scarti di lavorazione, scorie e ceneri di alluminio, o comunque non ottenuto dalla diretta riduzione dell'ossido di alluminio; esso viene posto in commercio suddiviso in classi caratterizzate da un determinato titolo minimo.

Qualità di alluminio

3 – L'alluminio di seconda fusione in pani da fonderia è classificato come segue:

Designazione convenzionale della qualità dell'alluminio	Titolo dell'alluminio* minimo %	Impurità tollerate				
		Totale massimo %	Fe massimo %	Totale impurità escluso Fe + Si massimo %	Cu + Zn + Ti + Pb + Ni + Mn massimo %	Mg + Ca + Na massimo %
ALS 99,5 UNI 820	99,5	0,5	0,3	0,15	0,1	0,03
ALS 99 UNI 820	99	1	0,6	0,2	0,15	0,05
ALS 98 UNI 820	98	2	1,2	0,25	0,2	0,05

* Per titolo dell'alluminio s'intende la quantità di metallo puro presente.

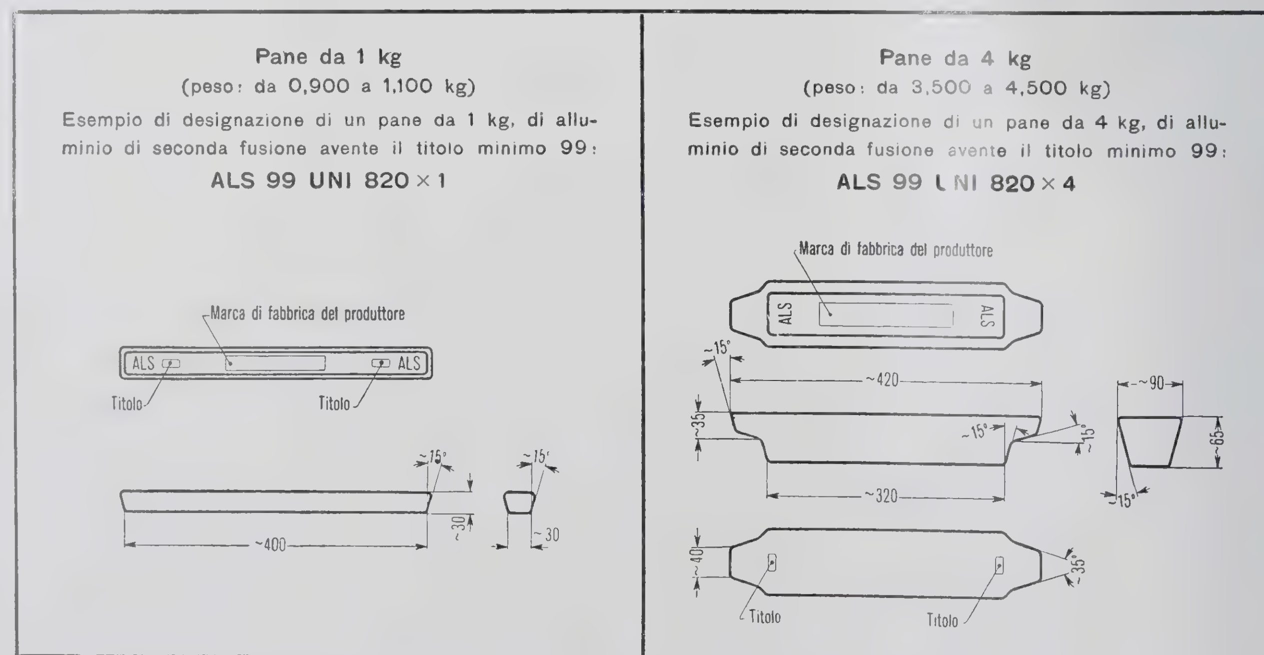
Condizioni di accettazione

4 – I pani di alluminio di seconda fusione devono presentare superfici pulite, unite e lisce; la zona di risucchio deve essere priva di scorie e di inclusioni.

Forma, dimensioni e peso dei pani

5 – I pani di alluminio di seconda fusione devono portare la marca di fabbrica del produttore ed il contrassegno costituito dalla sigla ALS e dal titolo della qualità unificata.

6 – L'alluminio di seconda fusione viene fornito in pani aventi le dimensioni, le marcature ed i pesi qui sotto indicati.



Simboli – Impurità tollerate: **Fe** = ferro, **Si** = silicio, **Cu** = rame, **Zn** = zinco, **Ti** = titanio, **Pb** = piombo, **Ni** = nichel, **Mn** = manganese, **Mg** = magnesio, **Ca** = calcio, **Na** = sodio.

BREVETTI

PROCEDIMENTO DI PREPARAZIONE DELL'ALLUMINIO A PARTIRE DAI SUOI COMPOSTI OSSIGENATI.

Soc. d'Electrochimie d'Electrometallurgie et des Aciéries Electriques d'Ugine, a Parigi. (4-343).

PROCEDIMENTO DI PRODUZIONE DI ACCIAIO AD ALTO GRADO DI PUREZZA MICROGRAFICA.

La stessa. (4-343).

LEGHE DI ALLUMINIO-MAGNESIO-ZINCO.

Vereinigte Deutsche Metallwerke A. G., a Francoforte s. M. (Germ.). (4-343).

PERFEZIONAMENTO NEGLI ACCIAI AL CROMO-MANGANESE AUSTENITICI, DI ELEVATA RESISTENZA ALLA CORROSIONE E DI GRANDE STABILITA'.

La stessa. (4-343).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI OSSIDO DI MAGNESIO INDUSTRIALE DA DOLOMITE.

Wspolnota I. Gorniczo-Hutniczych Spolka Akcyjna, a Katowice (Polonia) e *Dominik W.,* a Varsavia. (4-343).

PROCESSO PER AMALGAMARE METALLI.

Allgemeine Treuhand A. G., a Zurigo (Svizzera). (4-344).

PERFEZIONAMENTI AI PROCEDIMENTI E DISPOSITIVI PER LA POLITURA ELETTROLITICA DEI METALLI, SPECIALMENTE DELL'ACCIAIO.

Brevets Aero Mecaniques S. A., a Ginevra (Svizzera). (3-344).

PROCEDIMENTO E DISPOSITIVO DI TRAFILATURA PER LA FABBRICAZIONE DI CORPI METALLICI CAVI, SPECIALMENTE DI PENTOLE PER COTTURA DI ALLUMINIO ALTE, DI MEDIA ALTEZZA E BASSE.

Epos Aluminium Werk E. Pfaendler & Cie. A. G., ad Olten (Svizzera). (4-345).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI LAMIERE METALLICHE RIVESTITE DI ALTRO METALLO, E PARTICOLARMENTE LAMIERE DI FERRO RIVESTITE DI ALLUMINIO.

Reynolds Metals Co., a Richmond, Virginia (S.U.A.). (4-346).

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI LEGHE DI MOLIBDENO.

Climax Molybdenum Co., a New York. (3-233).

LEGA LEGGERA.

Felici M., Lamberti C. e Cicogna F., a Milano (3-233).

PROCEDIMENTO PER IL TRATTAMENTO DELLA MASSA OTTENUTA DAI GAS DI SCARICO DEI FORNI PER LA PRODUZIONE DELL'ALLUMINIO, ALLO SCOPO DI RICUPERARE E UTILIZZARE I PRODOTTI IN DETTA MASSA.

Soc. An. pour l'Industrie de l'Aluminium, a Neuhausen (Svizz.). (3-234).

TRATTAMENTO DEI SILICATI DOPPI DI ALLUMINIO E DI METALLI ALCALINI, ED IN PARTICOLARE DELLA LEUCITE.

Soc. Ital. Potassa, a Roma. (3-234).

DISPOSITIVO PER LA REGOLAZIONE DELLA TEMPERATURA NELLE FORME DI FUSIONE.

Ardeltwerke, a Eberswalde Berlin. (3-235).

PROCEDIMENTO PER IL TRATTAMENTO DI MATERIALI CONTENENTI TANTALIO E NIOBIO.

Soc. Gen. Metallurgique de Hoboken S. A., a Hoboken les Anvers (Belgio). (3-234).

PROCEDIMENTO PER LA SALDATURA DELLE LEGHE LEGGERE DI ALLUMINIO E DELL'ALLUMINIO.

Belloni M., ad Alessandria. (3-235).

PERFEZIONAMENTI ALLE MACCHINE PER RIVESTIRE CON METALLO ELEMENTI E SPECIALMENTE CUSCINETTI.

Brevets Aero Mecaniques S. A., a Ginevra (Svizzera). (3-235).

PROCESSO PER LA DEPOSIZIONE ELETTROLITICA DEI METALLI MEDIANTE SALI E BAGNI CONTENENTI ACIDO SOLFAMMICO E SOLFAMMATI.

Cambi L. e Piontelli R., a Milano. (3-235).

PROCEDIMENTO PER LA CEMENTAZIONE CON BERILLIO DI METALLI E DI LEGHE METALLICHE.

Deutsche Gold-und Silberscheideanstalt Vormals Roessler. a Francoforte s. M. (3-235).

PROCESSO DI PROTEZIONE DEGLI OGGETTI DI MAGNESIO O DI UNA DELLE SUE LEGHE.

Frasch J., a Clicy, Senna (Francia). (3-236).

PROCESSO PER PROTEGGERE OGGETTI DI ALLUMINIO E LEGHE DI ALLUMINIO.

Lo stesso. (3-236).

PROCEDIMENTO PER FONDERE I METALLI E LE LORO LEGHE COMPRESO IL FERRO E LE SUE LEGHE.

Mannesmann Studien G. m. b. H., a Düsseldorf (Germ.). (3-237).

PROCEDIMENTO PER LA SEPARAZIONE DELL'ALLUMINIO DA FOGLI D'ALLUMINIO ACCOMPAGNATI DA SOSTANZE ESTRANEE ADERENTI.

Schmidt K., a Stoccarda (Germ.). (3-237).

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

RIASSUNTI

II. - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE:

a) Fisiche

H. HANEMANN e A. SCHRADER - **Su alcuni sistemi ternari dell'alluminio - Alluminio ferro - magnesio - Alluminio-magnesio-manganese - Alluminio-manganese-silicio** - « Zeit. für Metallkunde » XXX, pp. 385-386 (1939).

Come composti di partenza servirono: alluminio puro, magnesio puro, rame, nichel, zinco elettrolitici, ferro e silicio. Il silicio conteneva accanto al 10% di SiO_2 l'1-0,4% di Fe. Introducendo il silicio nell'alluminio fuso la silice viene ridotta, e l'allumina formatasi passa nella scoria. La percentuale di ferro nella lega madre eutettica ferro-silicio era circa 0,01-0,05% Fe. La preparazione della lega madre alluminio-manganese fu fatta aggiungendo cloruro di manganese all'alluminio fuso. Il cloruro di alluminio formatosi [illegible]tilizza ed è assorbito da una pompa. Si ottennero leghe con [illegible]-30% Mn. I crogiuoli adoperati in queste prove furono [illegible]iti mescolando allumina cristallizzata e il 10% di $CaCO_3$ con [illegible]a soluzione di destrina. Le leghe al magnesio furono prepa[illegible] in atmosfera di argo per evitare le perdite. In ogni prova [illegible] fusero circa gr 200 di lega.

RICERCA TERMICA. — Ten[illegible]o le leghe di alluminio alla soprafusione si presentano per [illegible]tto del raffreddamento segregazioni, che portano le leghe [illegible]no stato di non equilibrio; è perciò necessario procedere alla normalizzazione. Per determinare i punti d'arresto furono adoperate coppie di platino-platino rodio, registrando la tensione con un galvanometro a specchio automatico debitamente regolato al campo di temperature usate. Per riconoscere la più piccola tonalità termica fu fatto uso del metodo della differenza di Roberts e Austin.

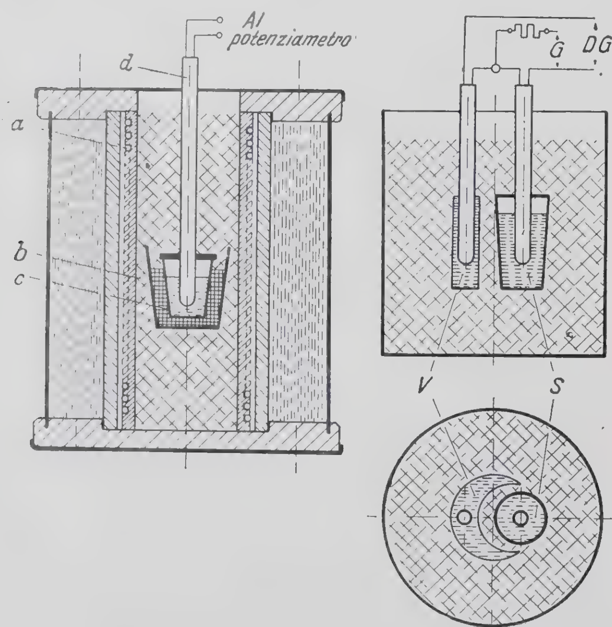


Fig. 1 - Stufa elettrica per la presa dei punti d'arresto.

Fig. 2 - Disposizione per la presa dei punti di arresto secondo il metodo della differenza.

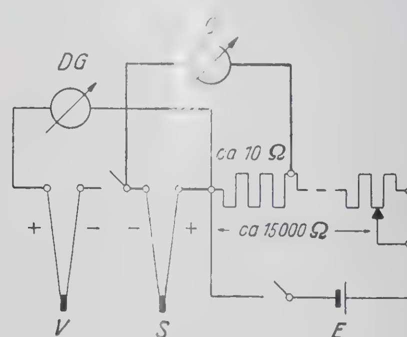


Fig. 3 - Schema per la presa dei punti d'arresto.

Le figg. 1, 2 e 3 riproducono schematicamente la disposizione degli apparecchi. Come corpo di paragone V servì un corpo di nichel di forma adatta.

Nella stufa a resistenze di cromo-nichel (a) si trova un crogiuolo (b) pieno di allumina, entro il quale è assestato il crogiuolo (c) di allumina. Questo crogiuolo ha un coperchio di allumina attraversato dalla copia termoelettrica. La camera della stufa è ricoperta di amianto. La velocità di riscaldamento è secondo le leghe da 1° a 5°/minuto.

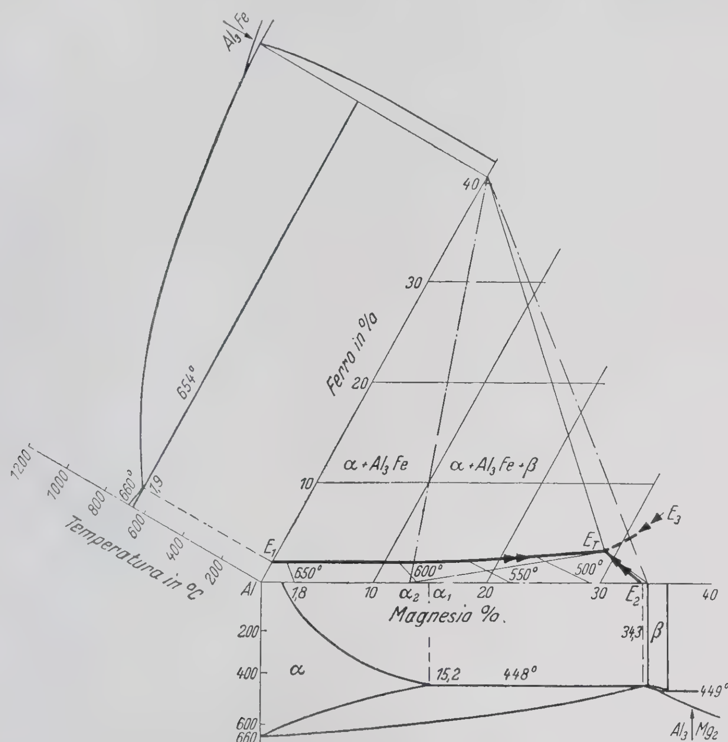


Fig. 4 - Il sistema alluminio-ferro-magnesio.

Sistema alluminio-ferro-magnesio. — Si presentano solo tre tipi di cristalli. In nessuna sezione fu trovato il segno di una reazione peritettica. Al contrario in molte leghe si mostrò un eutettico ternario e composto da α β e Al_3Fe. Mediante analisi termiche e studi sulla struttura fu stabilita la posizione dell'eutettico ternario nel punto E_T con 68% Al, 3% Fe, 29% Mg alla temperatura di 445°.

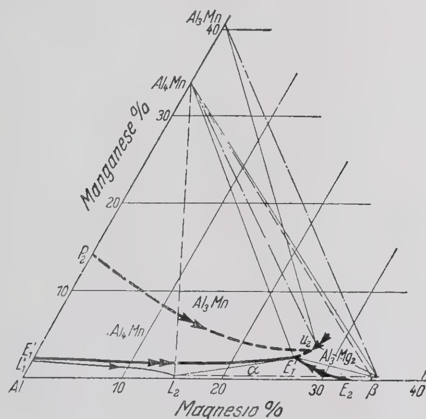


Fig. 5 - Il sistema stabile. (v. fig. 7).

Una lega tra Al_3Fe e β si dimostrò bifase con Al_3Fe e β come componenti. La linea eutettica binaria E_1-E_T fu debitamente controllata. La quantità di α contenuta nell'eutettico fu determinata con 32% Mg (α_2) roentgenograficamente. Il ferro è così poco che si può trascurare. Il limite di saturazione dei cristalli α eutettici binari è a 15,35% Mg (α_1). La soluzione solida α

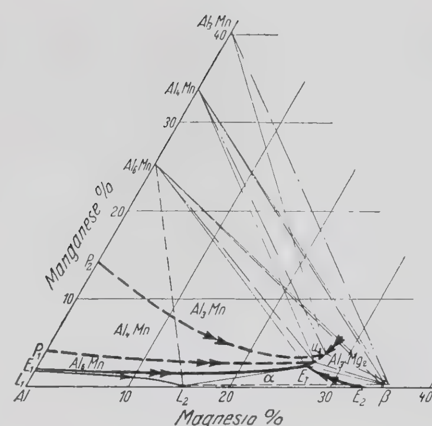


Fig. 6 - Disposizione delle fasi dopo raffreddamento. (v. fig. 7).

tende alla segregazione di cristalli. Perciò l'eutettico ternario in un fuso normalmente raffreddato si trova per il contenuto in magnesio sotto la linea Al_3Fe-α. La formazione di β da α

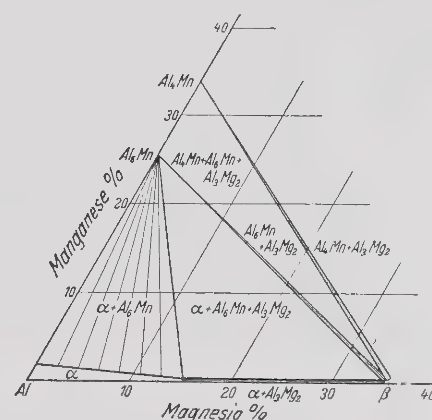


Fig. 7 - Il sistema metastabile.

Figg. 5-6-7 - Il sistema alluminio-magnesio-manganese.

è molto lenta e si presenta solo per lento raffreddamento. L'eutettico binario di α con AlFe e con β tende a degenerare.

Il sistema alluminio-magnesio-manganese. — La base per lo sviluppo del sistema era la determinazione di un eutettico ternario E_T' con 71,25% Al, 26,4% Mg e 2,35% Mn a 437°. I tipi di cristalli dell'eutettico sono Al (α) Al_3Mg_2 (β) e Al_4Mn, que-

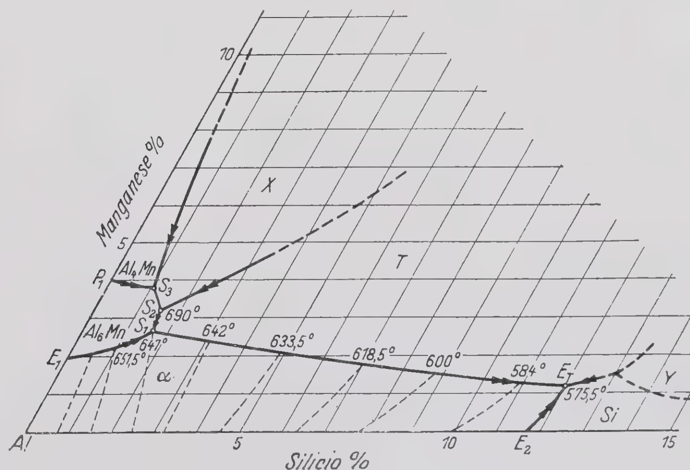


Fig. 8 - Il sistema alluminio-manganese-silicio.

st'ultimo riconoscibile mediante attacco e osservazione con luce polarizzata. La posizione delle due linee eutettiche binarie $E_{1'}$-$E_{T'}$ e E_2-$E_{T'}$ fu stabilita con l'aiuto dell'analisi termica e dello studio delle strutture. In una lega con 16,28% Mg e 4,26% Mn fu osservato un tipo di cristallo uguale a quello che si presenta accanto ad α e β nell'eutettico ternario e cioè Al_4Mn.

Ma in vicinanza di $E_{1'}$ si presenta come cristallo binario Al_6Mn. Perciò dovrebbe aver luogo sulla linea $E_{1'}$-$E_{T'}$ una reazione Al_6Mn-Al_4Mn. Ma questa reazione non fu praticamente rilevata perchè non avviene alla velocità di raffreddamento. Ciò conduce all'ipotesi di un sistema metastabile con Al_4Mn e di uno stabile con Al_6Mn e Al_4Mn. Secondo l'equilibrio stabile cristallizzano le leghe con bassa percentuale di magnesio in vicinanza di E_T. In base a questa spiegazione furono accettati i due punti peritettici S_1 e S_2 e il loro composto P_1 e P_2. L'ipotesi è difesa dall'osservazione che in un provino omogeneizzato Al_3Mn e Al_4Mn si trasformano in Al_6Mn. Perciò furono presi i due punti metastabili eutettici $E_{1'}$ e $E_{T'}$ vicino ai punti stabili E_1 e E_1, come si vede dalla fig. 7.

IL SISTEMA ALLUMINIO-MANGANESE-SILICIO. — L'eutettico ternario di questo sistema è a 575,5° con 86,8% Al, 12% Si e 1,2% Mn. Furono trovati tre tipi di cristalli T X Y: T può sciogliere Mn e Si; X è probabilmente una soluzione solida ternaria della fase Al_3Mn; Y fu osservato omogeneo da 14 a 15% Si e da 1 a 2% Mn.

T forma un eutettico ternario con α e Si; X si trasforma peritetticamente sia in T che in Al_6Mn. Ugualmente Al_6Mn passa a T, A_4Mn a X. Da queste osservazioni fu ottenuto il sistema con i piani S_1, S_2, S_3 e E_T. Il punto S_1 fu stabilito a 647° con 26% Mn 1,7% Si; S_2 a 690° con da 3 a 3,3% Mn e 1,5% Si; S_3 sotto 710° con 3 8% Mn e 1,2% Si.

La linea eutettica fu determinata termicamente e dalle strutture. L'isoterma tratteggiata fu ottenuta determinando i punti di arresto. M. M.

b) Meccaniche

W. GELLER - **Resistenza alla trazione e all'allungamento delle leghe da lavorazione plastica del tipo Al-Mg-Si** « Zeit. für Metallkunde » XXXI, pp. 9-11 (1939).

Queste ricerche sono state condotte per vedere se le leghe con ugual percentuale di Mg + Si, e leghe per le quali vale il rapporto Mg : Si = 1,73 : 1, corrispondente cioè al composto Mg_2Si, sono caratterizzate da una più elevata resistenza alla trazione. La fig. 1 dà la posizione delle leghe nel triangolo delle concentrazioni e precisamente nelle sezioni con 1, 2 e 3% (Mg + Si) e nelle sezioni con il rapporto Mg : Si = 1 : 1 (eccesso di silicio); 1,75 : 1 (Mg_2Si) e 3 : 1 (eccesso di magnesio). Fu preparata una serie di leghe con 0,2% Fe, 0,2% Ti e 0,7% Mn e una altra con 0,2% Fe, 0,2% Ti e 1,3% Mn.. La composizione delle singole leghe è riportata nella tabella 1.

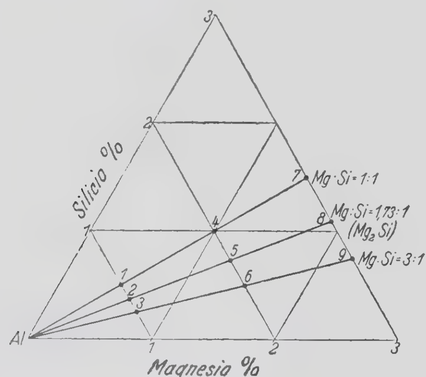


Fig. 1 - Posizione delle leghe nel triangolo delle concentrazioni.

TABELLA 1

Composizione delle leghe.

N. della lega	Fe in %	Ti in %	Mn in %	Mg in %	Si in %	Mg_2Si in %
1 a	0.2	0.2	0.7	0.5	0.5	0.79
2 a	0.2	0.2	0.7	0.63	0.37	1.0
3 a	0.2	0.2	0.7	0.75	0.25	0.68
4 a	0.2	0.2	0.7	1.0	1.0	1.58
5 a	0.2	4.2	0.7	1.27	0.73	2.0
6 a	0.2	0.2	0.7	1.5	0.5	1.37
7 a	0.2	0.2	0.7	1.5	1.5	2.36
8 a	0.2	0.2	0.7	1.9	1.1	3.0
9 a	0.2	0.2	0.7	2.25	0.75	2.05
1 b	0.2	0.2	1.3	0.5	0.5	0.79
2 b	0.2	0.2	1.3	0.65	0.37	1.0
3 b	0.2	0.2	1.3	0.73	0.25	0.68
4 b	0.2	0.2	1.3	1.0	1.0	1.58
5 b	0.2	0.2	1.3	1.27	0.73	2.0
6 b	0.2	0.2	1.3	1.5	0.5	1.37
7 b	0.2	0.2	1.2	1.5	1.5	2.36
8 b	0.2	0.2	1.3	1.9	1.1	3.0
9 b	0.2	0.2	1.3	2.25	0.75	2.05

Di ogni lega furono fusi 500 gr e colati in una conchiglia quadrata di 20 mm. Le barrette ottenute furono omogeneizzate in 6 ore a 480-500°, poi laminate a caldo al diametro di 10 mm,

TABELLA 2.

Resistenza alla trazione e allungamento delle leghe.

N°. delle leghe	Resistenza alla trazione σ_B in kg/mm²					Allungamento in % (1 = 100 mm)				
	K	W	A	AK	A 120°	K	W	A	AK	A 120°
1 a	21.9	12.9	17.0	26.9	15.9	5.0	26.0	13.0	3.0	18.5
2 a	24.2	14.6	17.0	23.9	16.2	3.7	19.7	16.3	3.4	17.0
3 a	26.9	16.5	17.1	22.6	16.3	3.5	17.9	16.8	3.1	18.4
4 a	21.2	13.9	36.1	40.3	33.5	6.0	27.0	10.3	2.8	16.3
5 a	26.8	14.7	32.3	37.7	31.4	2.1	23.7	7.5	2.6	12.8
6 a	29.2	18.1	27.5	35.2	25.2	2.7	18.5	11.0	1.3	15.5
7 a	22.5	14.4	37.2	42.8	33.7	6.4	27.1	10.9	2.1	15.3
8 a	26.7	14.9	32.7	37.8	31.4	3.4	26.8	10.2	1.9	12.6
9 a	33.0	20.4	27.4	35.6	26.3	2.1	16.9	10.5	1.9	15.0
1 b	27.7	17.1	17.6	24.2	16.6	4.1	16.4	15.7	2.9	16.6
2 b	30.3	18.0	17.9	24.6	17.0	3.5	15.6	15.4	3.0	16.9
3 b	32.0	18.9	18.7	25.4	17.8	3.1	15.5	16.6	4.7	17.2
4 b	24.2	16.3	35.2	40.1	33.0	5.3	18.6	9.1	2.7	12.8
5 b	30.7	18.2	30.3	39.2	29.7	3.2	16.0	8.5	2.4	11.7
6 b	33.8	21.1	26.4	34.7	24.7	2.4	15.3	10.6	1.8	15.4
7 b	23.2	15.2	37.5	42.7	34.3	6.0	25.0	10.2	2.1	13.8
8 b	31.0	18.4	29.1	37.8	30.5	2.7	17.0	8.9	1.6	12.8
9 b	36.7	22.6	27.6	36.2	26.5	1.9	14.0	11.2	1.7	14.4

ricotte ancora per 6 ore alle medesime condizioni e laminate a caldo al diametro di 5 mm. Queste barrette così preparate furono ancora ricotte a 400°, raffreddate lentamente in stufa e laminate a freddo fino al diametro di 2,5 mm.

Questo filo fu sottoposto alle prove meccaniche nelle seguenti condizioni:

K : incrudimento del circa 75%;
W : riscaldamento a 400° con raffreddamento lento a 300°;
A : invecchiamento: un'ora a 550°, tempra in acqua fredda e ricottura di 21 ore a 155°;
AK : invecchiamento come A e incrudimento a freddo di circa 50%;
A 120° - invecchiamento: tempra come A; ricotto 24 ore a 120°.

La tabella 2 raccoglie i risultati delle prove di trazione che sono pure rappresentati graficamente nelle figg. 2 e 3.

L'invecchiamento a 155° aumenta la resistenza rispetto all'invecchiamento a 120°. Nella tab. 3 sono riuniti gli aumenti di resistenza prodotti dall'invecchiamento a 120° e a 155° e dall'incrudimento del 75% (K) rispetto W; come pure quelli prodotti dall'incrudimento del 50% (AK) rispetto l'invecchiamento a 155° (A) e dall'invecchiamento a 155° con incrudimento del 50% (AK) rispetto lo stato ricotto W.

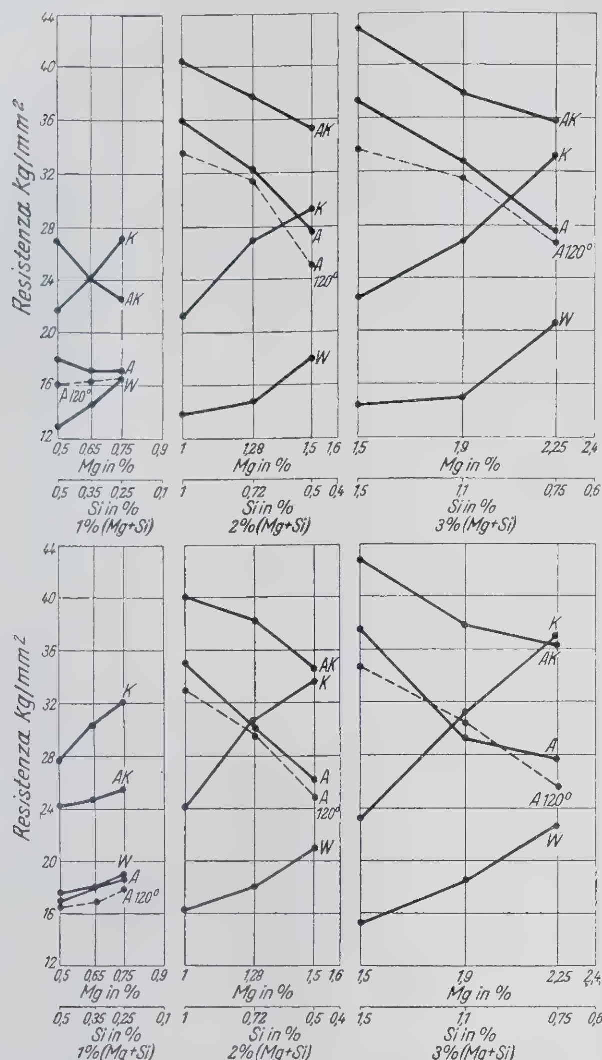


Fig. 2 - Resistenza delle leghe Al-Mg-Si con 0,7% Mn, 0,2% Fe
Fig. 3 - Resistenza delle leghe Al-Mg-Si con 1,3% Mn, 0,2% Fe e 0,2% Ti.

Si conclude: per le leghe con 1% (Mg + Si), solo 1a e 2b mostrano aumento di resistenza dovuto all'invecchiamento; per le leghe con 2 e 3% (Mg + Si) la resistenza allo stato incrudito a freddo e ricotto viene innalzata dalla crescita del contenuto di manganese, mentre allo stato invecchiato resta praticamente invariata. E' perciò consigliabile limitare il contenuto di manganese da circa 0 7% a 0,8% Mn.

L'innalzamento dal 2 al 3% (Mg + Si) produce un relativamente piccolo aumento della resistenza. Poichè la lavorabilità di queste leghe è esigua non è utile oltrepassare il contenuto di magnesio + silicio sopra il 2%.

TABELLA 3.

Differenze fra le resistenze nei diversi stati delle leghe.

N°. della lega	Differenza fra le resistenze in kg/mm²				
	A 120°-W	A-W	K-W	AK-A	AK-W
1 a	3.0	5.0	9.0	9.0	14.0
2 a	1.6	2.4	9.6	6.9	9.3
3 a	— 0.2	0.6	10.4	5.5	6.1
4 a	19.6	22.2	7.3	4.2	26.4
5 a	16.7	17.6	12.1	5.4	23.0
6 a	7.1	9.4	11.1	7.7	17.1
7 a	19.3	22.8	8.1	5.6	28.4
8 a	16.5	17.8	11.8	5.1	22.9
9 a	5.9	7.0	12.6	8.2	15.2
1 b	— 0.5	0.5	9.6	6.6	7.1
2 b	— 1.0	— 0.1	9.3	6.7	6.6
3 b	— 1.1	— 0.2	10.1	6.7	6.5
4 b	16.7	18.9	7.9	4.7	23.8
5 b	11.5	12.1	12.5	7.9	20.0
6 b	3.6	5.3	11.7	8.3	13.6
7 b	19.1	12.3	8.0	5.2	27.5
8 b	12.1	20.7	11.6	8.7	19.4
9 b	3.0	5.0	12.1	8.6	13.6

Le leghe con un rapporto di magnesio e silicio di 1,73 : 1 (corrispondente Mg_2Si) non sono caratterizzate da una notevole resistenza. Le leghe con eccesso di silicio (Mg : Si = 1 : 1) mostrano dopo invecchiamento e dopo incrudimento a freddo la più alta resistenza ciò che significa che le leghe con eccesso di silicio allo stato rifuso hanno la più bassa resistenza e il più alto allungamento e inoltre l'aumento della resistenza per effetto dell'incrudimento è minore che nelle altre leghe.

Da queste considerazioni si ottiene che è consigliabile preparare le leghe del tipo Al-Mg-Si con un rapporto Mg : Si di circa 1 : 1 cioè con un eccesso di silicio libero.

M. M.

c) Strutturali (Metallografiche)

A. FRY. W. WIEDERHOLT e W. BOEHME - **Sull'influenza della percentuale di ferro da 0,5 fino a 1,1 nelle barre pressate di leghe del tipo Al-Mg-Cu** - « Zeit. für Metallkunde » XXXI, pp. 3-9 (1939).

Il problema del contenuto in ferro nelle leghe di alluminio al magnesio e al rame ha oggi notevole importanza, specialmente dal punto di vista delle proprietà meccaniche.

Le leghe che servirono al presente lavoro furono preparate in un forno elettrico. Furono fusi kg 1700 di una lega, la cui composizione è riportata nella tabella 1 sotto la letteraA; dopo averne colato in conchiglia 200 kg fu innalzata, mediante l'aggiunta di una lega madre, la percentuale del ferro a 0,6%, quindi ne furono colati altri 200 kg. Queste operazioni furono ripetute quattro volte fino a quando fu raggiunto l'1,1% di Fe.

La composizione chimica dei bulloni così preparati è data dalla tabella 1.

I bulloni tre per ogni tipo di lega, avevano il diametro di circa 200 mm e la lunghezza di 900 mm.

La tabella 2 raccoglie i dati riguardanti le condizioni di colata.

TABELLA 1.

Composizione chimica dei getti.

Prova	Cu in %	Fe in %	Si in %	Mn in %	Mg in %
A . . .	4.26	0.51	0.69	0.85	0.81
B . . .	4.40	0.62	0.69	0.86	0.88
C . . .	4.34	0.73	0.67	0.81	0.88
D . . .	4.24	9.86	0.66	0.82	0.79
F . . .	4.44	0.98	0.69	0.79	0.88
E . . .	4.20	0.08	0.67	0.78	0.88

Si nota che D e E presentano risucchio, perchè aumentando il ferro il fuso diventa più viscoso. Da ogni bullone furono prelevate tre lastre dello spessore di 10 mm; una dal piede (segnata F), una nella parte mediana (segnata M) e una nella testa (segnata k). Queste lastre servirono per le prove di rottura.

TABELLA 2.

Dati sulle condizioni di colata.

Numero dei bulloni	Temp. di colata in °C	Temp. della conchiglia in °C	Tempo di colata in secondi	Note
A 1		58	4 30	buono
A 2	718	48	4 30	»
A 3		46	4	»
B 1		59	4	»
B 2	705	63	4 10	»
B 3		58	3 44	»
C 1		63	4 6	»
C 2	710	68	4 6	»
C 3		69	3 50	»
D 1		60	4 20	risucchio
D 2	720	55	4 18	»
D 3		72	4 18	»
E 1		60	4 18	»
E 2	720	64	4	»
E 3		71	4 15	»
F 1		52	3 42	buono
F 2	715	66	3 42	»
F 3		78	3	

Le metà inferiori dei bulloni furono pressate dopo riscaldamento a 400° e ridotti ai diametri di 14,8 mm; 26 mm; 50 mm. Alla pressa seguì un incrudimento per cui furono raggiunti i diametri di 14 mm; di 25 mm, di 49 mm.

Dagli estremi e dalla parte mediana di queste barre furono prelevati i provini per le prove meccaniche e per le ricerche chimiche e metallografiche. I provini furono bonificati alle temperature di 450, 490, 500, 510, 520 e 540° e invecchiati alla temperatura ambiente. Dai provini del diametro di 14 mm ne furono prelevati altri del diametro di circa 12,8-13 mm e della lunghezza di 15 cm; da quelli di 26 mm altri di 15 mm e della lunghezza di 20 cm.





Fig. 1 - Provino B. Figura 2 - Provino F.

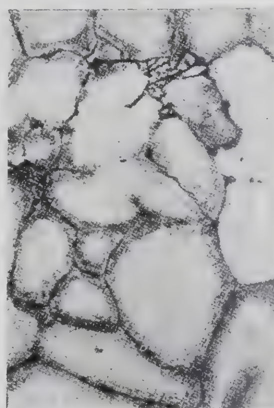
Figg. 1 e 2 - Struttura dei provini B e F, non attaccati.

Chimicamente fu studiata la sedimentazione del rame in funzione della percentuale del ferro. Fu notato che la maggior concentrazione del rame ai bordi diminuisce col crescere del ferro.

STRUTTURA DELLA LEGA GREGGIA DI FUSIONE. — Sulla superficie di frattura si notano dalla lega D in giù sottili aghi chiari che aumentano di numero al crescere della percentuale di ferro: si tratta del composto $FeAl_3$. Fu poi osservata la macrostruttura della lega usando come attacco una miscela di $HF + HNO_3 + HCl$. Le leghe A, B, C mostrarono una struttura quasi uniforme; solo nel centro di A i grani erano più grossi.

Da D a F e specialmente in F fu osservato un leggero ingrossamento dei grani. Dall'osservazione microscopica non fu rilevata alcuna differenza fra la lega A e B (figg. 1, 2, 3, 4).

In C specialmente nella parte mediana si notò una più grande precipitazione che in D e F assume l'aspetto di aghi. Si tratta del composto $FeAl_3$. I provini prelevati dal piede dei bulloni hanno una precipitazione più fine di quelli della parte media e della testa. Dopo l'attacco la lega si presenta come duralluminio lentamente raffreddato



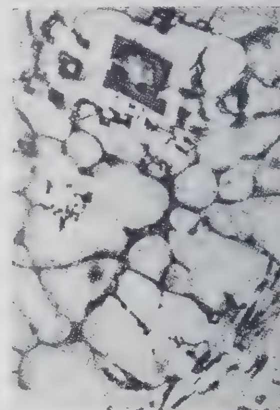


Fig. 3 - Provino B. Fig. 4 - Provino F.

Figg. 3 e 4 - Struttura del provino B e F. Attacco: $HF+HNO_3+HCl$.

STRUTTURA DELLE BARRE PRESSATE DI 14 MM DI DIAMETRO. — L'attacco mise in evidenza una struttura a grani fini con una zona, a forma di falce, a grani più grossi; ciò si deve interpretare come conseguenza della deformazione irregolare delle barre alla pressa e della susseguente ricristallizzazione alla temperatura di bonifica. Nei provini bonificati a 520° e 540° si notarono sia macro che microscopicamente delle fessure.

Aumentando la percentuale di ferro cresce la grandezza dei cristalli (figg. 5-6), anche la temperatura di bonifica influisce sulla struttura, infatti mentre a 540° sono presenti grani dai bordi ben definiti a 520° i grani sono ancora fini. La deformazione dovuta alla pressa sparisce per effetto della recristallizzazione già a 500°.

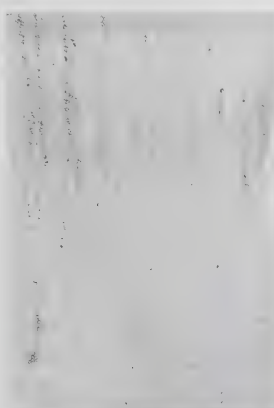




Fig. 5 - Provino B. Fig. 6 - Provino F.

Figg. 5 e 6 - Struttura delle barre di 14 mm bonificate a 600°. Non attaccate.

STRUTTURA DELLE BARRE PRESSATE DI 22 MM DI DIAMETRO. — Anche qui i provini bonificati a 540° e 520° presentarono fessu-

re sottilissime. La macrostruttura è simile alle precedenti. Microscopicamente è da notare un'aumentata concentrazione dei componenti. Dalle leghe D in giù a causa del notevole contenuto di ferro si notò l'aumento delle inclusioni del composto di ferro.

STRUTTURA DELLE BARRE PRESSATE DI 49 MM DI DIAMETRO. — Queste barre furono bonificate alla temperatura di 500°, anche qui furono rilevate fessure. Nello studio microscopico non si osservarono notevoli differenze rispetto alle barre di minore diametro.

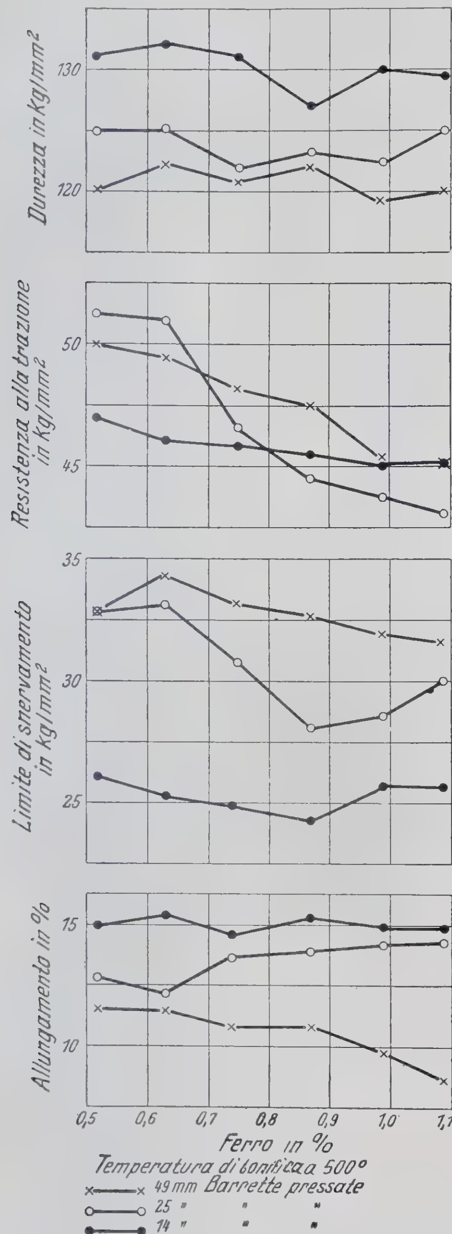


Fig. 7 - Durezza, resistenza, limite di snervamento e allungamento di barre pressate del tipo Al-Cu-Mg.

PROPRIETA' MECCANICHE.

Fu determinato il carico di rottura, l'allungamento, il limite di snervamento (0,2) e la durezza Brinell per un carico di 62,5 kg, una sfera del diametro di 2,5 mm e una durata di 30". La durezza varia poco in funzione del contenuto di

Fig. 8 - Durezza, resistenza, limite di snervamento e allungamento di barre pressate del tipo Al-Cu-Mg.

ferro. Aumentando il diametro delle barrette pressate cresce la durezza. La temperatura di bonifica influenza invece notevolmente la durezza: quest'ultima aumenta fino alla temperatura di bonifica di 520°, quindi diminuisce.

Nei provini del diametro di 14 mm la resistenza alla trazione, l'allungamento e il limite di snervamento per una temperatura di bonifica inferiore ai 500° non sono influenzati dal diverso contenuto di ferro. Le leghe D e F bonificate a 510° mostrarono una notevole oscillazione nei valori della trazione e dell'allungamento ciò che non si verificò per F. Queste oscillazioni si notarono invece per tutte le leghe bonificate a 520-540°.

Le barrette del diametro di 25 mm hanno una resistenza alla trazione e un allungamento relativamente alto per le temperature di bonifica di 520°. Aumentando la percentuale di ferro i valori di queste misure invece diminuiscono a qualsiasi temperatura di bonifica. Nelle leghe E e F bonificate a 510° e in tutte le leghe bonificate a 520-540° l'allungamento subisce notevoli variazioni. Nei provini di 45 mm non si notarono considerevoli differenze nei valori delle proprietà meccaniche al variare del contenuto di ferro (fig. 8) fatta eccezione per una diminuzione della resistenza.

Comportamento chimico. — Per determinare l'influenza del diverso contenuto di ferro le leghe furono sottoposte, sia allo stato greggio di fusione che allo stato pressato, alla corrosione. Sui provini fu spruzzata con aria compressa per cinque volte alla distanza di due ore una nebbia salina (3% di NaCl). Nei provini prelevati dalle barrette di 14 mm di diametro non si notò l'influenza nè della temperatura di bonifica nè della diversa percentuale di ferro.

Dalle leghe gregge di fusione furono prelevati provini delle dimensioni di 2,5 × 9 cm, i quali furono sottoposti all'azione di una soluzione di NaCl al 3% col metodo dell'immersione. I provini erano tenuti immersi 40' ed essiccati all'aria in 20'. L'immersione fu ripetuta otto volte al giorno. Con il medesimo procedimento fu provato anche il materiale delle barrette di 14 mm e 49 mm di diametro.

Dal paragone dei risultati della corrosione ottenuti con la nebbia e con il metodo dell'immersione, si notò che questi ultimi erano più alti; in generale però le leghe non risentono del diverso contenuto in ferro. Tutte le prove di corrosione durarono 30 giorni.

M. M.

III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE

a) Ricerche sulla corrosione

F. Bollenrath e K. Bungardt - **Ricerche sulla corrosione-fatica di leghe da lavorazione plastica alluminio-magnesio** - «Zeit. für Metallkunde» XXX, pp. 357-359 (1938).

La composizione delle leghe studiate è riportata nella tabella 1. La lega numero 1 fu presa in esame in tre diversi stati: 1) do-

Tabella 1.

Composizione delle leghe.

Lega	Mg in %	Si in %	Mn in %	Zn in %	Fe in %	Cu in %	Al in %
1 (Al-Mg)	8.73	0.16	0.18	0.98	0.40	0.04	Resto
2 (Al-Mg)	8.14	0.15	0.22	—	0.32	0.01	Resto
3 (Al-Mg)	4.97	0.14	0.25	—	0.20	—	Resto
4 (Al-Mg-Si)	0.87	0.82	0.77	—	0.35	—	Resto
5 (Mg-Al)	Rest	0.04	0.23	0.91	0.045	0.04	6.92
6 (Mg-Mn)	Rest	0.004	1.89	—	0.02	0.01	—

po raffreddamento all'aria da 480°; 2) dopo raffreddamento all'aria da 420° e ricottura per 24 ore a 100°; 3) dopo tempra in

Tabella 2.

Proprietà meccaniche.

Lega	Stato	Limite di snervamento 0.2 % kg/mm²	Resistenza a trazione kg/mm²	Allungamento δ/10 in %	Limite di durata alla fless. rotante kg/mm² $n = 2.10^7$	Limite di durata alla fless. rotante kg/mm² $n = 5.10^7$
1	raffredd. all'aria da 420°	16.5	37.4	26.6	16.9	—
1	raffreddata all'aria da 420°, ricotto a 100° per 24 ore . .	17.7	38.2	28.6	17.1	—
1	temprata in acqua da 420°, ricotto a 100° per 24 ore . .	17.6	37.2	25.2	16.1	—
2	incrudita . . .	32.6	41.9	10.8	18.1	—
3	incrudita . . .	26.7	33.2	9.6	13.8	—
4	invecchiata . . .	25.0	30.4	10.4	12.4	12.0
4	invecchiata e incrudita al 38 % . . .	33.3	35.0	4.4	13.9	13.5
5		21.2	31.0	17.0	15.6	—
6		9.2	18.6	3.9	5.6	—

acqua da 420° e ricottura per 24 ore a 100°. Le altre due leghe con minore quantità di magnesio furono invece studiate dopo incrudimento; la lega al silicio sia dopo invecchiamento che dopo invecchiamento e incrudimento del 38%. Le prove di fatica furono condotte con una macchina a flessione rotante di Bauart Schenk con 3000 U/Min. I provini del diametro di 6 mm furono prelevati da una lamiera dello spessore di 11-12 mm. Come agente corrosivo servì una soluzione al 3% di cloruro di sodio, spruzzata da otto polverizzatori del diametro di 0,8 mm.

La tabella 2 raccoglie i risultati delle diverse prove.

Le figg. 1, 2, 3 riproducono le curve di Wöhler per le leghe

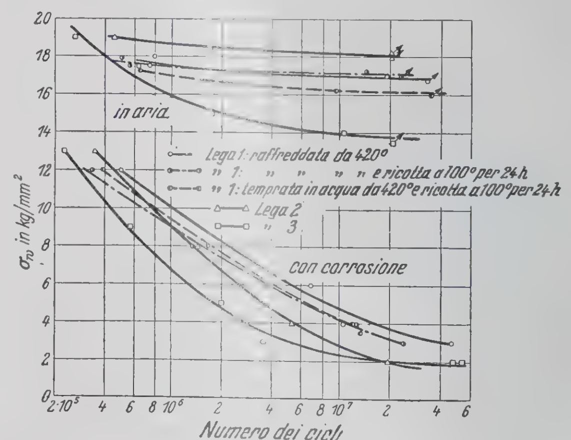


Fig. 1 - Curve di Wöhler delle leghe 1, 2 e 3 in aria e con corrosione in una soluzione di NaCl al 3%.

sollecitate sia all'aria che durante la corrosione. Quest'ultima produce in tutte le leghe una diminuzione del numero dei cicli.

La maggior resistenza alla fatica-corrosione è stata dimostrata dalla lega 1 che aveva subito raffreddamento da 420°. Poichè l'incrudimento accelera la corrosione, le curve delle leghe 2-3 non possono essere confrontate con quelle della lega 1. La lega alluminio-magnesio-silicio mostra l'influsso dell'incrudimento, infatti la laminazione dopo invecchiamento produce un maggior aumento della resistenza alla flessione rotante che non il semplice invecchiamento, ma d'altra parte essa porta a una rapida caduta della curva di corrosione-fatica.

La resistenza alla corrosione-fatica della lega alluminio-ma-

gnesio è minima, mentre la lega al manganese non sente l'influenza della corrosione.

Tutte le leghe, ma specialmente la 1 e 4 mostrano un processo di corrosione che è da indicare come corrosione di grani primari e da ascriversi all'azione delle sedimentazioni che, in seguito ai diversi trattamenti, hanno luogo in zone allargantesi parallelamente al piano di laminazione. Naturalmente anche la corrosione avviene in questi piani paralleli.

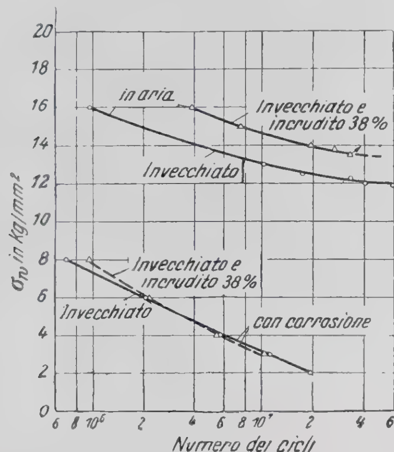


Fig. 2 - Curve di Wöhler della lega 4 in aria e con corrosione in una soluzione di NaCl al 3%.

Oltre alla corrosione di grani primari la lega 1, specialmente dopo ricottura presenta una corrosione di grani secondari. Nella lega al silicio per la sua speciale struttura non è possibile distinguere la corrosione primaria dalla secondaria. La corrosione-fatica non è in relazione solo con la corrosione, che progredisce celermente nei piani di scorrimento ripetutamente provati dal carico di durata, ma è anche una conseguenza dell'aumento di tensione prodotto dalle acute fessure dovute alla corrosione dei grani primari.

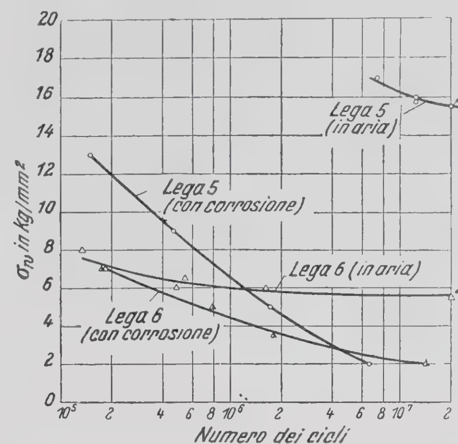


Fig. 3 - Curve di Wöhler delle leghe 5 e 6 in aria e con corrosione in una soluzione di NaCl al 3%.

Per il giudizio di confronto sulle prove delle diverse leghe deve essere preso in considerazione il grado diverso della corrosione dei grani primari.

M. M.

IX. - IMPIEGHI INDUSTRIALI

a) Architettura, edilizia, decorazione

D. De Simone - **Possibilità di impiego delle leghe leggere nelle costruzioni civili: Applicazioni ad un ponte sul Tevere** - « Annali dei Lavori Pubblici » (già Giornale del Genio Civile) fasc. 7 (1939).

Nel novembre 1935, in seguito all'applicazione delle sanzioni all'Italia da parte del Comitato Ginevrino, sorta l'imperiosa necessità di ridurre al minimo ogni soggezione verso l'estero, il Servizio Tecnico Centrale del Ministero dei Lavori Pubblici, in esecuzione di direttive impartite dal Ministro Cobolli Gigli, rivolse la sua attività allo studio di quei provvedimenti atti a contribuire alla risoluzione del problema della autarchia nazionale nelle costruzioni civili.

Nel 1936, avendo il Presidente della Commissione per le Leghe leggere della S.I.M., Prof. Anastasi, indirizzato al Ministro dei Lavori Pubblici Cobolli Gigli un pro memoria in cui si chiedeva che venisse preso in considerazione l'impiego delle leghe leggere nelle costruzioni civili, il Ministro disponeva che il Servizio Tecnico Centrale iniziasse una serie di studi per la valorizzazione di questo prodotto nazionale.

Vennero pertanto eseguite delle esperienze su alcuni tipi di leghe da cui risultarono le loro caratteristiche di resistenza.

Un primo studio fu rivolto alla sostituzione del ferro nel cemento armato, ma non ebbe esito felice sia per il basso modulo di elasticità che non consente un razionale sfruttamento dell'insieme conglomerato — lega leggera, sia per le gravi incognite relative alla corrodibilità dell'alluminio a contatto con gli agenti del cemento comune, sia infine per ragioni economiche, poichè l'elevato prezzo delle leghe farebbe salire a cifre proibitive il costo delle strutture.

Le leghe di alluminio appariscono più convenienti in quelle strutture metalliche nelle quali il peso proprio è parte considerevole del peso totale, onde l'alleggerimento che esse consentono influisce favorevolmente in doppio modo e può dare una compensazione apprezzabile dell'alto costo unitario.

Naturalmente esse vanno usate con gli accorgimenti richiesti dalle caratteristiche stesse del metallo.

Abbiamo accennato come le leghe leggere presentino un modulo di elasticità assai basso, dell'ordine di 1/3 di quello degli acciai. Da ciò consegue che le deformazioni elastiche di elementi di lega leggera sono triple di quelle di uguali elementi d'acciaio.

A questo inconveniente si rimedia impiegando strutture ad elevato momento d'inerzia e per questo si prestano i sistemi reticolari. Il basso modulo di elasticità aumenta inoltre, a parità di dimensioni, rispetto al ferro, il pericolo di inflessione per carico di punta: quindi occorre progettare gli elementi compressi in base a criteri di proporzionamento appropriati, come del resto si fa già da lungo tempo nelle costruzioni aeronautiche.

Un problema che si presenta per le costruzioni in lega leggera, come per altre costruzioni metalliche, è quello della protezione dalle corrosioni.

Qui conviene subito notare che la corrodibilità dell'alluminio in presenza degli agenti atmosferici — aria, acqua piovana — è estremamente minore che non per il ferro. L'alluminio comune, tanto meglio quanto più è puro, si ricopre di una pellicola resistente di ossido, la quale esercita un'azione protettrice efficace, impedendo il procedere dell'ossidazione. Un esempio notevole è costituito dalla copertura delle cupole della chiesa di S. Gioacchino in Roma, che venne eseguita nel 1897 con lastre di alluminio commerciale dell'epoca ed ha resistito egregiamente per quarant'anni.

Per scopi puramente ornamentali serve dunque molto bene l'alluminio puro del commercio senza necessità di particolari protezioni.

Ma quando si richiede una elevata resistenza meccanica, occorre adottare leghe speciali da lavorazione plastica, fra le quali, dal punto di vista della corrosione, occorre distinguere quelle contenenti rame, più corrodibili, ma con resistenza meccanica che dopo trattamento termico supera per alcune i 40 kg/mm^2, da quelle che non contengono rame, che presentano una resistenza alla corrosione sensibilmente superiore, ma hanno una resistenza meccanica più bassa non superando in genere i 30 kg/mm^2.

Purchè nel manufatto non esistano altri metalli a contatto con la lega leggera, e quindi non sia da temersi in presenza di umidità la dissoluzione per differenza di potenziale elettrochimico, la migliore protezione è la placcatura con alluminio purissimo (prodotti commerciali: Alclad, Vedal, Allautal, Albondur, Chitonal, ecc.). Il peso della placcatura è tanto limitato, che, a parità di peso, la resistenza delle leghe placcate contenenti rame è superiore a quella delle leghe senza rame, non placcate. Il fattore negativo principale della placcatura è l'elevato costo; si può anche pensare che la possibilità di asportazione in qualche zona del sottile e tenero strato protettivo comprometta senza rimedio la resistenza alla corrosione della lega sottostante; ma l'esperienza dimostra che non è così e che la protezione elettrochimica si estende fino ad un certo punto alle zone scoperte.

In ogni modo negli ultimissimi anni è stato riaffrontato su basi completamente nuove il problema della verniciatura delle leghe leggere, superando l'ostacolo che le vernici del passato offrivano, di non aderire abbastanza al metallo. Ma oggi la tecnica della verniciatura dell'alluminio è assai progredita, si sa preparare la superficie di fondo ed esistono vernici di fondo e vernici di rifinitura che dànno ottimi risultati. Le vernici a base bituminosa sono molto impermeabili e costituiscono una protezione eccellente; quando non si voglia il color nero esse possono essere pigmentate con polvere d'alluminio.

A vantaggio delle vernici stanno: il fattore economico; la possibilità di ripristinare e rigenerare in qualsiasi momento lo strato protettivo anche su manufatti che si trovano in opera e funzionanti.

Molto spesso nelle costruzioni non si può evitare l'unione di metalli o leghe aventi potenziale elettrochimico differente, come per esempio lega d'alluminio ed acciaio. Nel caso di superficie di contatto relativamente piccole e di strutture esposte solo alla ossidazione è particolarmente consigliabile l'interposizione di una sottile lamierina di un metallo protettore: a tale scopo si impiega di preferenza il cadmio.

Con le leghe leggere si fanno lamiere, profilati, pezzi fusi come con l'acciaio. In Germania sono fabbricabili profili di dimensioni massime circoscritte da un cerchio di 300 mm di diametro con una lunghezza massima di 15 metri.

Un problema di particolare importanza è quello del collegamento dei vari pezzi tra di loro.

La saldatura autogena od elettrica viene applicata qualche volta, ma essa presenta lo svantaggio che per il ricuocersi del materiale nell'intorno delle saldature si verifica una notevole diminuzione di resistenza delle leghe trattate, per le quali quindi è da escludere. Migliori risultati dà la saldatura a punto, localizzandosi in tal modo l'indebolimento del materiale.

Il procedimento che a tutt'oggi risponde meglio è quello di unione con chiodi o con viti di lega leggera. I chiodi fino al diametro di 10 mm vengono battuti a freddo, senza alcun procedimento speciale; essi devono essere dello stesso materiale delle parti da chiodare, temperati poco prima della ribaditura e lasciati invecchiare a chiodatura eseguita. Per diametri maggiori si può pensare all'introduzione dei chiodi a caldo; ma a parte la loro minore resistenza risulta compromessa per riscaldamento anche quella del materiale trattato circostante. In Germania è stata ideata la ribaditura a freddo di chiodi, fino al diametro di 22 mm e oltre, per mezzo di stampi rotanti che presentano risalti a croce: così la deformazione plastica della testa è graduale.

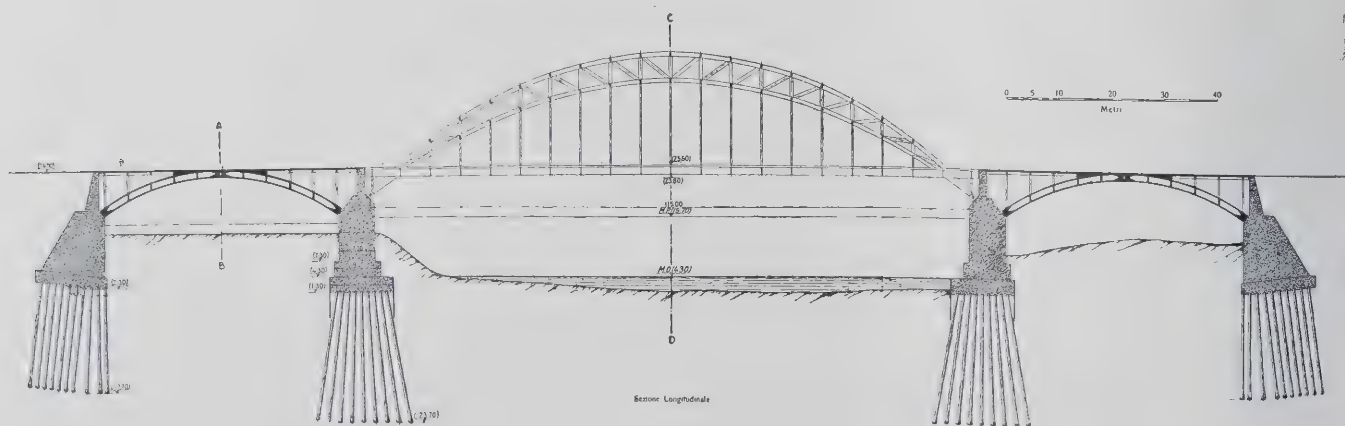
E' principalmente nei ponti che con le leghe leggere si possono attuare le più importanti applicazioni nel dominio dell'ingegneria civile. A causa del loro basso peso risultano particolarmente indicate per i ponti di notevole luce.

Un impiego parziale in ponti, già costruiti da tempo che andavano rinnovati, è stato fatto in America. Si trattava di ponti metallici progettati per carichi leggeri e che non risultavano idonei per i carichi odierni più pesanti. Essendo gli impalcati di tali ponti di notevole peso, essi sono stati sostituiti con altri di lega leggera. In tale modo l'alleggerimento dell'impalcato ha compensato largamente il maggior carico dei veicoli ed è stato possibile mantenere per le strutture portanti principali un grado di stabilità uguale ed in alcuni casi maggiore di quello che avevano inizialmente. Esempi si hanno nel ponte Smithfield in Pittsburg, in quello sull'Ohio che congiunge la città di Cincinnati a Covington, ecc. E' interessante il progetto attualmente in corso del rinnovamento del piano stradale del ponte Brooklyn a New York.

Un impiego assai interessante delle leghe leggere, che si intravede possa avere notevole successo, è quello nei ponti trasportabili per scopi militari, dove la leggerezza facilita grandemente il trasporto ed il montaggio.

Ponti così fatti sono stati già eseguiti in America per luci fino a 30 metri. Essi sono a traliccio a via superiore, così da consentire un buon controventamento. Questi ponti di m 30 di luce pesano solo 14 tonnellate e sono in generale trasportabili da 5 carri. Essi sono calcolati per il passaggio di un trattore da 10 tonn. con cannoni da campo ed è stato previsto anche il passaggio di carri armati leggeri.

L'impiego delle leghe leggere ha importanza, oltre che nei ponti, in tutte le costruzioni mobili, quali le gru a ponte e simili; per esse infatti la riduzione del peso proprio consente un aumento del carico utile, così che si possono ottenere notevoli economie.



Progetto di un ponte in lega di alluminio sul Tevere a Roma.

Si aggiunga che il minor peso delle strutture consente fondadazioni di minore importanza e quindi, in definitiva, il maggior costo per lo impiego di leghe leggere può essere in parte compensato.

Un altro campo in cui l'impiego di leghe di alluminio può riuscire vantaggioso è quello delle macchine di escavazione del terreno, per le quali, essendo esse mobili e dovendo scorrere su terreni di riporto o comunque poco resistenti ha grande importanza la leggerezza. Nelle draghe con braccia molto aggettanti, una diminuzione del peso delle braccia consente una diminuzione del peso del contrappeso oltre a quello della struttura. E' pertanto possibile impiegare braccia molto più lunghe che non con le costruzioni in ferro e quindi estendere notevolmente il campo d'azione. La maggior spesa può risultare compensata dalle economie che si realizzano durante l'esercizio.

Nelle costruzioni dei fabbricati civili l'impiego del metallo leggero è meno indicato, eccettuato il caso di coperture di grande luce e di forti sbalzi.

Applicazioni sono state fatte per costruzioni aventi speciale carattere come campanili, aviorimesse, grattacieli, ecc.

Si può citare il campanile della chiesa evangelica sulla strada di Smithfield in Pittsburg, alto 27 metri, costruito completamente di lega leggera. Nel campo di aviazione di New York in 16 capannoni sono stati adottati portoni di lega leggera lunghi 37 metri ognuno. Anche nelle costruzioni idrauliche si hanno notevoli applicazioni. Così nello sbarramento sull'Ohio a Emsworth le paratie provvisorie sono state eseguite di lega leggera. Queste strutture hanno dimostrato un'ottima resistenza alla corrosione e quindi sono risultate assai ridotte le spese di manutenzione.

Proposta di un ponte di lega leggera sul Tevere. — Nel febbraio del 1938 il Prof. Anastasi della Facoltà d'Ingegneria di di Roma, presentò al Ministero dei Lavori Pubblici uno schema di progetto di ponte di lega leggera, da costruire, secondo la sua proposta, sul Tevere, in occasione dell'Esposizione Universale del 1942.

Un'applicazione di tal genere sembrò di grande interesse ai fini degli sviluppi futuri della produzione di quel metallo tipicamente nazionale che è l'alluminio e perciò il Ministro dispose che il S.T.C. collaborasse con il Prof. Anastasi per la progettazione di un ponte di m 36 circa di larghezza, costituito da una arcata centrale di lega leggera di m 115 di luce e da due arcate di accesso di cemento armato di circa m 50 ognuna.

Per la discussione e la risoluzione dei vari problemi inerenti alla attuazione eventuale dell'opera furono iniziate dal S.T.C. di questo Ministero ricerche sulle più importanti applicazioni fatte a tutt'oggi con le leghe di alluminio e vennero più volte convocati i tecnici della Società Lavorazione Leghe Leggere ed altri studiosi della materia.

Contemporaneamente si invitavano le società produttrici di leghe di alluminio ad iniziare gli studi preliminari intesi a risolvere problemi di scelta dei materiali di produzione dei profilati e di esecuzione dei collegamenti, per essere sicuri della possibilità di attuazione del progetto.

Materiali. — Dopo attento esame, apparve utile di fermarsi in sede di progetto alla soluzione seguente.

Esclusione di verniciatura delle travature principali, sia per economia di spesa di manutenzione, sia specialmente per ragioni estetiche, cioè per trarre partito dal colore gradevole dell'alluminio onde accrescere le attrattive dell'opera. Si decise in conseguenza di adottare per tutti gli elementi delle travature principali il *chitonal*, in profilati e lamiere da collegare per mezzo di chiodi.

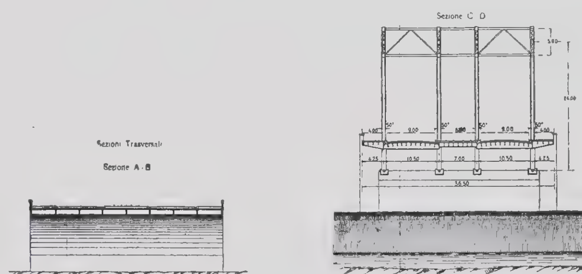
Per tutta la parte rimanente della struttura di forza, cioè essenzialmente per l'impalcato, che non è visibile o è visibile solo da sotto il ponte, si decise l'impiego della lega più resistente *superavional* da proteggere per mezzo di adatta verniciatura.

Infine per talune parti accessorie, come i parapetti, che devono essere meccanicamente robuste, ma sono particolarmente esposte alle azioni corrosive superficiali e tuttavia devono restare nude per ragioni estetiche, si previde l'impiego della lega *peraluman 2*, che resiste bene alla corrosione.

Collegamenti. — Tutti i materiali sopra detti vengono forniti dopo trattamento termico in fabbrica e perciò non sono suscettibili di lavorazione a caldo in cantiere. Rimane dunque esclusa la saldatura e tutti i collegamenti devono essere attuati per mezzo di chiodatura a freddo.

La tecnica della chiodatura è già, come si è detto, molto progredita; ma si pensò in ogni modo che l'esecuzione dell'opera dovesse essere preceduta da esperienze su larga scala, tempestive ed esaurienti. In proposito giova accennare che, per iniziativa della più volte nominata Commissione per lo studio delle leghe leggere, il Consiglio Nazionale delle Ricerche ha bandito da poco due concorsi a premi con chiusura al 28 ottobre 1940, l'uno dei quali riguarda appunto: « Ricerche sperimentali « sulla esecuzione e sul comportamento meccanico dei collega- « menti nelle carpenterie di leghe d'alluminio di alta resistenza « in vista dell'estensione dell'impiego di questi materiali alle « grandi costruzioni metalliche » (La Ricerca Scientifica maggio 1939-XVII, pag. 504).

Profilati. — Per quanto concerne la produzione dei profilati e delle lamiere nelle dimensioni necessarie alla costruzione del ponte, la S. A. Lavorazione Leghe Leggere di Porto Marghera, che è già in possesso di una potente attrezzatura in continuo sviluppo, dette esplicita assicurazione che avrebbe potuto completare tale attrezzatura in modo da poter fornire gli elementi strutturali richiesti.



Due sezioni trasversali del ponte sul Tevere.

Linee generali dell'opera. — Fissati questi punti fondamentali, si passò, in base alle dimensioni sopra accennate, al progetto di massima dell'opera, la cui parte metallica è stata sviluppata dal prof. Anastasi seguendo le stesse linee generali già da lui adottate nel primo schema del 1937.

Il ponte destinato a superare la distanza fra gli argini di 230 metri circa, è a tre luci: due sulle golene, una centrale sull'alveo del fiume. Non vi è dubbio che l'idea di impiegare una struttura omogenea per le tre luci, cioè tutta di lega leggera, sarebbe attraente in ragione della sua più completa armonia; ma la considerazione del costo, che è già molto alto, pur quando si limiti l'impiego dell'alluminio alla maggior luce centrale, ha fatto dare la preferenza alla soluzione mista: lega leggera al centro e cemento armato per le due luci laterali. Questa soluzione appare del resto giustificabile anche dal punto di vista architettonico, perchè le due luci laterali, svolgendosi sulle golene, costituiscono quasi due accessi al ponte propriamente detto, gettato sull'alveo ordinario del fiume.

Il tipo della costruzione metallica doveva soddisfare insieme le esigenze tecniche e le estetiche. Per evitare che le deformazioni elastiche della travatura principale assumessero al passaggio dei carichi valori inaccettabili, si decise di assegnare alla travatura medesima un'altezza considerevole; e la forma ad arco superante d'un solo balzo la luce di 115 metri apparve subito pienamente adatta ai fini della rigidezza ed anche appropriata al decoro monumentale dell'opera.

Venne data la preferenza all'arco a due cerniere del tipo cosidetto « a falce » escludendo l'arco a tre cerniere perchè meno rigido e l'arco incastrato alle due estremità — sebbene più ri-

gido — perchè le tensioni interne sono in esso troppo dipendenti da eventuali cedimenti delle imposte.

Per l'arco a due cerniere sono senza effetto i cedimenti verticali, almeno dentro i limiti compatibili col buon comportamento dell'intera costruzione, e così pure le eventuali rotazioni delle imposte. Influiscono invece i cedimenti orizzontali; ma qui giova rilevare che essi, a causa del modulo di elasticità eguale ad 1/3 circa di quello dei materiali ferrosi, indurrebbero nella struttura di lega leggera tensioni interne uguali appunto ad 1/3 di quelle che a parità di ogni altra circostanza, si verificherebbero nell'acciaio. Si vede da ciò che il basso modulo di elasticità non è sempre svantaggioso.

Anche le tensioni dipendenti da variazioni di temperatura sono minori nelle leghe leggere, nonostante che queste abbiano un coefficiente d di dilatazione lineare circa doppio di quello dell'acciaio: ed invero tali tensioni sono sempre proporzionali al prodotto $E\,d$, che per l'alluminio e le sue leghe è circa 2/3 di quello dell'acciaio. Ma per l'alluminio nudo vi è ancora il vantaggio del minore assorbimento dell'irradiazione solare, per cui esso non arriva a riscaldarsi quanto l'acciaio; ed inoltre l'alta conducibilità termica, circa quadrupla di quella del ferro, impedisce lo stabilirsi di forti differenze di temperatura tra punti vicini della struttura e di conseguenti tensioni interne, che sono da ritenere particolarmente nocive ai collegamenti.

La monta dell'arco venne assegnata in base a considerazioni estetiche ed anche di peso. Data la grande larghezza del ponte, fu necessario adottare quattro archi paralleli sostenenti l'impalcato per mezzo di tiranti. I due archi centrali distano fra loro, da piano medio a piano medio, m 7; i due laterali m 10,50 dai precedenti.

Gli archi sono collegati in alto da adatta struttura reticolare di controventamento; e sono collegati anche sotto l'impalcato, affinchè sia assicurata nel modo migliore la resistenza all'azione trasversale del vento.

La carreggiata resta così divisa in tre parti distinte: la centrale per la via tramviaria a due binari, le due laterali sufficienti ciascuna per tre file di veicoli.

I marciapiedi sono a sbalzo ed occupano complessivamente la larghezza di m 9,50; così la larghezza totale dell'impalcato raggiunge m 36,50.

Pavimentazione, impalcato e suo calcolo. — Nello studio di massima della parte metallica del ponte si considerò che non vi è alcuna precedente esperienza analoga che possa servire di guida e si giudicò in conseguenza prudente di condurre i calcoli in modo che le risultanti previsioni del fabbisogno in peso di lega leggera fossero sicuramente comprensive di ogni imprevisto, cioè in eccesso rispetto alle reali necessità.

Pertanto si cominciò col prevedere la pavimentazione della carreggiata di tipo pesante, costituita cioè di uno spessore di 20 cm di conglomerato con rivestimento di bitulite ed appoggiata su profilati di lega leggera del tipo Zorès. Tale pavimentazione, metallo escluso, pesa 600 kg/m^2.

I profilati di tipo Zorès furono ritenuti di forma identica a quelli normali d'acciaio n. 11; essi sono disposti ortogonalmente all'asse del ponte e poggiano su longarine a doppio T composto, distanti m 0,875 da asse ad asse; queste gravano a loro volta sui traversoni distanti l'uno dall'altro m 5,75 e sospesi ciascuno per mezzo di quattro tiranti agli archi sovrastanti. I traversoni sono poi collegati sotto le file dei tiranti da quattro travi longitudinali destinate ad irrigidire tutto l'impalcato col concorso delle diagonali di controventamento.

Qualora le esigenze della navigabilità del Tevere richiedessero una altezza libera sul pelo d'acqua maggiore di quella che apparisce dai disegni, la parte centrale dell'impalcato potrebbe essere resa indipendente dalle laterali e sollevabile. Il macchinario di sollevamento sarebbe collocato sugli archi e la resistenza dell'impalcato, non più continuo contro l'azione del vento, verrebbe assicurata per via di convenienti ormeggi alle spalle di muratura.

I calcoli di resistenza di tutti gli elementi dell'impalcato sono stati eseguiti in base ai carichi prescritti dal Ministero dei Lavori Pubblici, e cioè quelli indicati nella normale n. 8: « Carichi da considerare nel calcolo dei ponti per strade ordinarie ».

Il coefficiente dinamico è stato assunto uguale ad 1,35, con vantaggio della stabilità e della durata, per i profilati Zorès; uguale ad 1,25, come prescrive la accennata normale, per tutti gli altri elementi della struttura. In proposito si può notare che le abituali semplici considerazioni teoriche circa le sollecitazioni dinamiche farebbero ritenere che esse tendono a ridursi al diminuire del modulo di elasticità. Tuttavia di questo non ancora accertato beneficio non si è voluto tener conto e perciò i coefficienti dinamici sono stati assunti maggiori od uguali a quelli prescritti per l'acciaio.

Gli elementi strutturali dell'impalcato sono previsti, come si è detto, di *superavional*, il cui carico di sicurezza può essere portato tranquillamente oltre i 900 kg/cm^2; ma dal calcolo è risultata per i profilati Zorès (sotto una ruota di veicolo a 8 ruote da 40 tonnellate) la tensione massima di soli 770 kg/cm^2.

Anche per le longarine la condizione più onerosa si verifica al passaggio dei detti veicoli da 40 tonnellate a quattro assi, scartamento due metri. Tenuto conto dell'azione dinamica, la tensione normale massima, con le dimensioni indicate nel disegno, non supera 900 kg/cm^2 e quella tangenziale non supera 500 kg/cm^2. La freccia statica corrispondente al carico accidentale più sfavorevole è inferiore ad 1/1000 della luce.

I traversoni, per evitare iperstaticità e conseguenti incertezze nei riguardi della loro sollecitazione e della ripartizione dei carichi sui tiranti, non sono continui rispetto alla flessione; ma, con gli abituali dispositivi in uso nelle travi Gerber, hanno continuità rispetto al taglio ed alle azioni longitudinali, come è necessario in vista del controventamento. Questo provvedimento, date le distanze fra i tiranti, ha portato fra questi ad una ripartizione del carico completo in parti praticamente uguali; ed in conseguenza i quattro archi costituenti la travatura principale del ponte possono essere utilmente uguali.

Le varie parti dei traversoni e delle mensole che ne sono il prolungamento sotto i marciapiedi non subiscono una tensione maggiore di 900 kg/cm^2.

Il calcolo di previsione ha dato per il peso proprio dell'intero impalcato, ogni accessorio compreso, la cifra di 2690 tonnellate, di cui 480 di lega leggera e 2210 di pavimentazione. Qui è chiaro quanto il peso di questa sia predominante e come la sua eventuale riduzione possa dare vantaggio.

Il peso dei tiranti ed altri sostegni di estremità dell'impalcato è risultato complessivamente di 40 tonnellate circa, cioè 10 tonnellate per ogni arco.

Travatura principale. — Per il calcolo degli archi si è ammesso sul ponte un carico ripartito pressochè uniformemente di 2300 tonnellate, caso assolutamente eccezionale e forse mai verificabile; e lo si è moltiplicato per il coefficiente dinamico 1,25.

Su questa base il peso del sistema dei quattro archi e del relativo controventamento ed altri accessori è risultato di 580 tonnellate circa.

Il peso della parte metallica dell'opera sarebbe così di $480 + 40 + 580 = 1100$ tonnellate; ma la mancanza di esperienze precedenti ha consigliato di aggiungere prudenzialmente altre 100 tonnellate, arrivando così alla cifra di 1200 tonnellate, la quale certamente non verrebbe praticamente superata in caso di attuazione.

Questo peso di metallo, tenuto conto del peso della pavimentazione già dichiarato, rappresenta circa il 35% del peso proprio totale e poco più di 1/5 della somma del peso proprio e del massimo carico accidentale prevedibile. Questi rapporti passerebbero rispettivamente ad oltre il 60% ed al 45% circa per un ponte di acciaio delle medesime dimensioni e dello stesso tipo.

Ciascun arco, nella composizione che risulta sommariamente dai disegni riprodotti, è stato verificato per le meno favorevoli posizioni del carico accidentale, riscontrandosi così che la tensione massima nelle aste non supera i 900 kg/cm^2. Si è così riconosciuto che le varie sezioni necessarie potranno essere for-

mate dovunque senza ricorrere a profilati o lamiere di troppo grandi dimensioni, e ciò anche tenuto conto dei carichi di punta.

La spinta orizzontale dell'arco, che è l'unica iperstatica è stata determinata per il solo peso proprio in 2000 tonnellate circa (per l'insieme dei quattro archi); e per il peso proprio, unitamente al carico accidentale considerato staticamente, raggiunge 3350 tonnellate.

La spinta orizzontale per una variazione di temperatura in più od in meno di 30° è risultata per l'insieme dei 4 archi dell'ordine di grandezza di 50 tonnellate, quindi relativamente piccola.

CONCLUSIONI.

Con questa nota si sono volute mettere in evidenza le possibilità di impiego nelle costruzioni civili di questo materiale tipicamente italiano, sviluppando anche un'interessante applicazione.

Abbiamo visto come allo stato attuale della conoscenza sulla tecnica delle leghe leggere si possono pensare risolte quasi completamente le difficoltà per il loro impiego ed anzi abbiamo posto in evidenza, illustrando anche quello che si è fatto all'estero come esse presentino notevoli pregi così da sostituire con vantaggio il ferro nelle costruzioni metalliche.

E' pertanto da augurarsi che anche in Italia, come già avviene in altri paesi, si realizzino importanti applicazioni, specialmente per quelle strutture nelle quali il peso proprio ha grande influenza.

L'applicazione studiata ad un ponte sul Tevere è interessante perchè per i ponti si prevedono i maggiori sviluppi.

La scelta della luce di m 115 è stata dedotta in base alle particolari esigenze del caso. Dobbiamo però avvertire che, contrariamente a quanto potrebbe sembrare, essa non costituisce un limite massimo tecnico ed economico ed è anzi per le maggiori luci che impiegando leghe leggere si risentono maggiori benefici, specialmente per quanto riguarda la questione economica.

Infatti, la forte differenza di costo che si è trovata per l'opera da noi progettata rispetto ad analoghe in ferro od in cemento armato, e che costituisce un grave ostacolo alla sua realizzazione, diminuirebbe sensibilmente se si aumentasse la luce dell'arcata, poichè per arcate maggiori il peso proprio dell'opera ha importanza sempre maggiore.

Si può dire che al di là di un certo limite la struttura in lega leggera può fare veramente concorrenza ad analoga costruita con altro materiale.

Il Dott. K. Sutter di Ginevra (relazione n. 271 del Bureau international des applications de l'aluminium) da un esame in parallelo fatto sui ponti ferroviari svizzeri a travate con doppio binario, ha dedotto, in base al costo delle leghe leggere in Isvizzera, che tenuto conto delle economie nelle spese di officina, trasporto, montaggio, fondazione e manutenzione i ponti in metallo di lega leggera sono più economici di quelli in ferro: in condizioni normali, a cominciare da una luce di m 200; con fondazioni difficoltose, da m 160; con distanze notevoli di trasporto del materiale, da m 140; con difficili fondazioni e trasporto notevole da m 120.

Non vi è dubbio che col progresso dell'industria italiana delle leghe leggere potranno anche questi limiti essere raggiunti. Sostituendo questo metallo tipicamente italiano al ferro, il ferro ricavato dalle nostre miniere potrà essere adoperato per gli altri usi, sottraendoci così alla speculazione ed alle imposizioni straniere.

V. B.

X. - MISCELLANEA

R. SCHERER - **L'Al come elemento di alligazione nell'acciaio** - «Aluminium» XX, pp. 682-688 (1938).

Nel diagramma di stato Fe-Al (fig. 1) s'ammettono tre composti definiti, cioè Al_3Fe (col 40,840% di Fe), Al_5Fe_2 e Al_2Fe (50,87% di Fe), fondenti tutt'e tre intorno a 1180°C. Fino a un minimo di 66% di Fe dal lato del ferro, abbiamo acciai la cui struttura presenta una soluzione solida omogenea consistente d'una soluzione solida dell'Al nel reticolo cubico, a corpo centrato, del ferro α.

L'alluminio è uno di quegli elementi che diminuiscono il campo d'esistenza del ferro γ: per far questo basterebbe già l'1% di Al. L'aggiunta del C determina anche qui un allargamento del campo del ferro γ, però non tanto quanto in presenza d'elementi formanti carburi; infatti il carbonio sottrae allora questi elementi all'equilibrio α-γ, ciò che non succede per l'Al.

Si possono dividere gli acciai all' Al in: 1) perlitici, 2) semiferritici e 3) ferritici.

L'AL E LE PROPRIETA' FISICHE DEGLI ACCIAI.

Il punto di trasformazione magnetica viene abbassato, il punto Ac_1 invece innalzato dall'Al, similmente al Si (fig. 2). Secondo Guillet con tenori crescenti di Al si ha diminuzione della componente ferritica nella perlite che diventa tanto fine da essere irrisolubile in presenza del 3% di Al. Col 15% di alluminio si forma un composto fra Fe libero e Al rimane il Fe_3C che si separa come cementite.

Prendendo un'acciaio allo 0,2% di C le aggiunte crescenti di Al determinano diminuzione del peso specifico e della conducibilità elettrica e termica (fig. 3). Il Portevin ha riscontrato (collo 0,8% di C) un incremento della resistenza fino al 10% di Al, ma poi nessun aumento fino al 15%.

Lo Hadfield studiando acciai allo 0,2% di C trovò che la resistenza alla trazione viene aumentata di poco dall'Al. Diminuisce invece l'allungamento, cioè anche l'Al riduce la plasticità dell'acciaio, ma non in misura tanto forte quanto il Si. La durezza non aumenta per effetto dell'Al.

Di solito si lega l' Al all'acciaio introducendo dell'alluminio puro, raramente del ferro-alluminio nell'acciaio bell'e pronto. Qui occorre tenere presente che le leghe Fe-Al fuse emettono

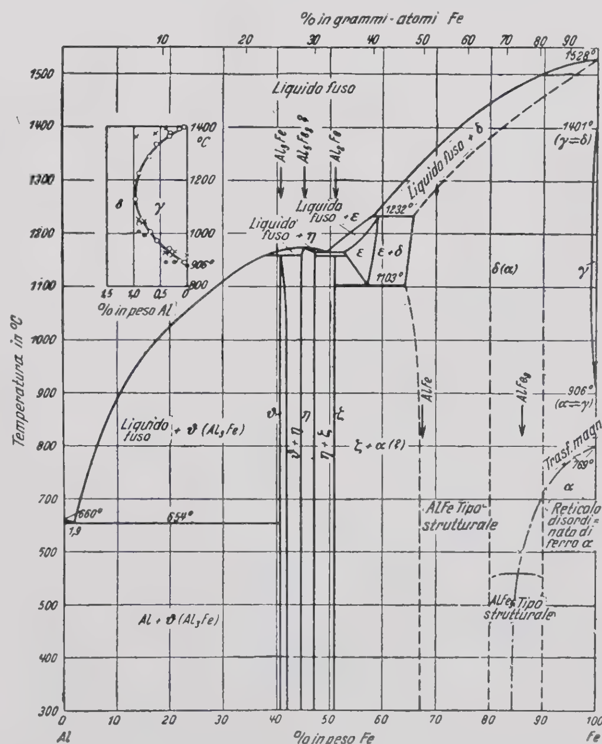


Fig. 1 - Diagramma di stato Fe-Al, secondo M. Hansen.

una luce più viva rispetto all'acciaio esente da Al, per cui è facile ingannarsi e colare a temperatura troppo bassa. Nè si dimentichi la facile ossidabilità di tali leghe, la quale conduce alla formazione di pellicole di Al_2O_3 ai giunti dei grani.

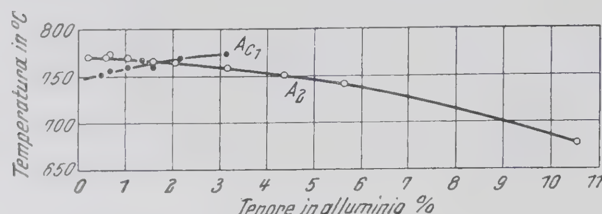


Fig. 2 - Influenza dell'Al sui punti Ac_1, A_2.

Riguardo alla lavorabilità possiamo distinguere due gruppi di leghe: fino al 5% e col 5-16% di Al. Il primo gruppo comprende materiali molto plastici, lavorabili a freddo e che quin-

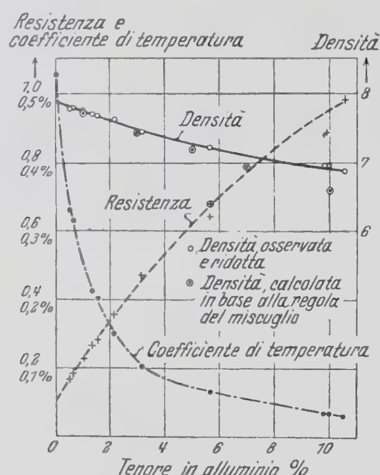


Fig. 3 - Densità, resistenza e coefficiente di temperatura della resistenza delle leghe di alluminio.

di somigliano al ferro puro. I valori del carico di rottura e dell'allungamento sono soddisfacenti, non così la resilienza, forse perchè vi sono segregazioni di Al_2O_3 e di carburi lungo i margini dei grani.

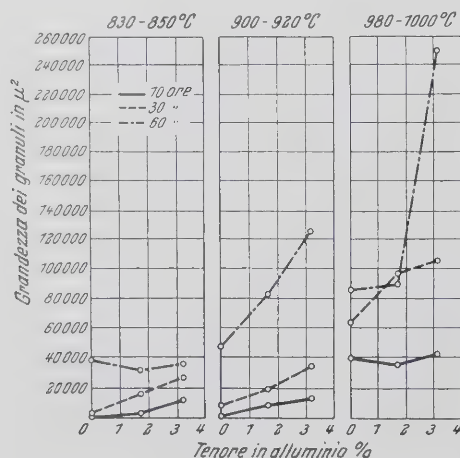


Fig. 4 - Forte ingrossamento dei granuli negli acciai all'alluminio per surriscaldamento nella cementazione.

Nel gruppo con oltre il 5% di Al si hanno leghe assai fragili allo stato gettato, difficilmente lavorabili a caldo.

Applicazioni degli acciai all'alluminio.

Negli *acciai per utensili* l'alluminio finora è stato usato esclusivamente come disossidante. Negli *acciai per cementazione* il Guillet ha stabilito che l'Al simile in ciò al Si, ostacola la diffusione del C nell'acciaio, ma non quanto il Si. Il tenore in C ai margini diminuisce per gli acciai all'Al, i quali tendono a sepa-

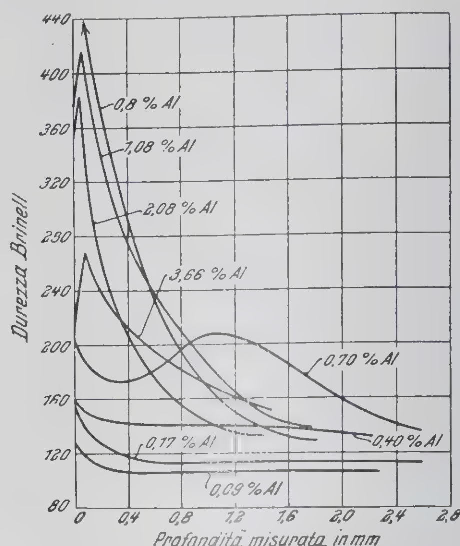


Fig. 5 - Profondità dell'indurimento in leghe Fe-Al nitrurate (a 550° per 48 ore).

rare della grafite ed alle temperature elevate presentano dei granuli fortemente ingrossati (fig. 4) il che dall'A. è messo in relazione col carattere ferritico di questi acciai.

Tutto sommato l'Al ha un effetto sfavorevole sugli acciai da cementazione e non si usa

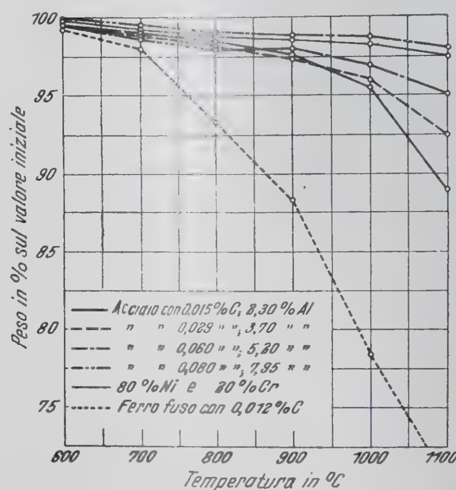


Fig. 6 - Resistenza all'ossidazione superficiale (scagliatura) delle leghe Fe-Al, rispetto a ferro fuso e ad una lega Cr-Ni ad elevata resistenza termica.

Negli *acciai per macchine dinamo-elettriche* si è tentato di sostituire l'Al al Si, in tutto od in parte, visto che anche l'Al riduce il campo di stabilità del ferro γ. Ma Wever e Hinrichs hanno dimostrato che a parità di lavorazione le perdite in Watt dell'acciaio legato con Al sono meno favorevoli che non per l'acciaio al Si, per cui anche questa applicazione è stata abbandonata. Negli acciai al Si l'aggiunta di piccole quantità di Al riesce a migliorare le perdite in Watt, ma questo miglioramento cessa del tutto coll'aumentare dell'Al, per cui si presume che il

miglioramento sia dovuto solamente all'effetto disossidante. Difatti Al e Si ossidandosi danno luogo a silicati d'alluminio facilmente fusibili e separabili.

La forza coercitiva degli acciai legati coll'Al aumenta un po': diminuisce il residuo magnetico.

Larghe applicazioni ha ricevuto invece l' Al come elemento d'applicazione negli *acciai per nitrurazione*, negli *acciai inossidabili a caldo*, nelle *leghe magnetiche per calamite permanenti*.

a) *Nitrurazione*.

Si sa che la *nitrurazione* riesce particolarmente bene quando l'acciaio contiene elementi dotati di grande affinità per l'azoto.

TABELLA 1

Materiale	Composizione						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	Mo
Cr-Al	0.28	0.25	0.35	1.4	—	1.0	—
Cr-Al-Mo	0.32	0.25	0.70	1.1	—	1.0	0.20
Cr-Al-Mo	0.30	0.25	0.25	1.8	—	1.0	0.25
Cr-Ni-Al-Mo	0.35	0.25	0.20	1.4	1.8	1.1	0.20

Fra questi eccelle l'Al. Si formano rapidamente nitruri d'Al assai stabili che conferiscono all'acciaio grande durezza e grande resistenza all'usura. Essi sono insolubili nella matrice quindi le superfici nitrurate non risentono del rinvenimento.

Basta pochissimo Al, secondo Meyer e Hobroc (fig. 5) per aumentare di molto la durezza della superficie e la penetrazione dell'azoto: si ha un massimo verso 1-1,3% di Al, mentre tenori maggiori non accrescono la durezza, bensì solo la fragilità degli strati nitrurati.

Con 4% di Al, dice l'A., si raggiungono durezze fino a 1000-Firth e più; alligandovi anche del Cr, la zona indurita si fa più spessa e più tenace.

Nella tabella 1 si vede che, come già detto, l'effetto migliore è dato da 1-1,1% di Al. L'acciaio al Cr-Al s'adopera per la produzione di minuterie in gran serie mentre quelli al Cr-Mo-Al sono preferiti per macchine utensili. Per massime sollecitazioni e sezioni grosse s'aggiunge anche del Ni.

b) *Resistenza all'ossidazione a caldo*.

L'Al è adatto per *acciai resistenti al calore* in virtù della sua maggiore affinità per l'ossigeno rispetto al ferro.

Non sono opportuni gli acciai al solo Fe-Al, poichè le pellicole d' Al_2O_3 che proteggono appunto dall' ossidazione ulteriore,

TABELLA 2.

Materiale	Composizione						Temperatura massima in °C
	C	Si	Mn	Cr	Al	Co	
Cr-Al-Si	0.10	0.5	0.45	5.0	0.6	—	600°
Cr-Al-Si	0.10	1.0	0.45	6.5	1.2	—	800°
Cr-Al-Si	0.10	1.0	0.45	9.5	2.5	—	900°
Cr-Al-Si	0.10	3.0	0.45	11.0	1.5	—	1000°
Cr-Al-Si	0.10	1.5	0.45	20.0	2.0	—	1200°
Cr-Al-Co	0.10	0.4	0.45	21.0	4.5	2.0	1350°
Cr-Al	0.10	0.4	0.45	30.0	5.0	—	1350°

tendono a scagliarsi, se il materiale viene esposto a sbalzi ripetuti di temperatura. Legato col 15% di Al, l'acciaio resiste fino a 1300°C; però la lavorazione assai difficile rende praticamente impossibile l'uso di queste leghe.

Con l'aggiunta di Cr si hanno invece materiali che al 18% di Cr e 14% di Al (e basso C) resistono a 1200°C; studiandoli si è riconosciuto che la resistenza «al calore», e cioè all'ossidazione a caldo è dovuta alla formazione di pellicole superficiali di Al_2O_3, Cr_2O_3 e Fe_2O_3, praticamente impermeabili all'aria, differenti di struttura e di aspetto. La protezione massima è data dalle pellicole bianche di Al_2O_3; seguono le pellicole, più scure, di Cr_2O_3 che ad alti tenori di Cr dovrebbero garantire anch'essi una elevata protezione, e quelle di Fe_2O_3, il cui effetto protettore è insufficiente. L'importante è che dopo la formazione superficiale di Al_2O_3 il residuo tenore di Al nel materiale sottostante deve essere ancora abbastanza elevato per rientrare nei limiti propri alle leghe inossidabili.

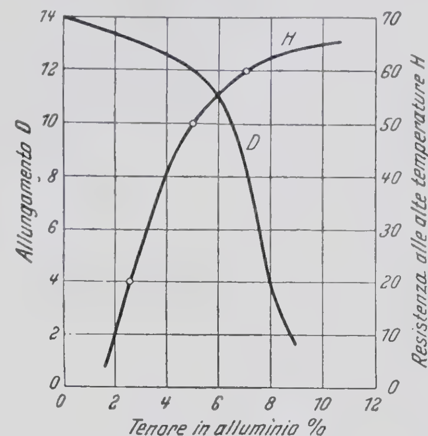


Fig. 7 - Influenza del tenore in Al sulla resistenza alle alte temperature e sulla tenacia (schematicamente).

A differenza del cromo, di cui occorrono sempre più forti aggiunte per fronteggiare le temperature crescenti, bastano pochi % di alluminio per rendere inossidabile la lega; inoltre la resistenza al calore permane, nel caso dell'Al, fino a 1300°C, mentre cede fortemente nel caso del Cr, a temperature più basse di questa.

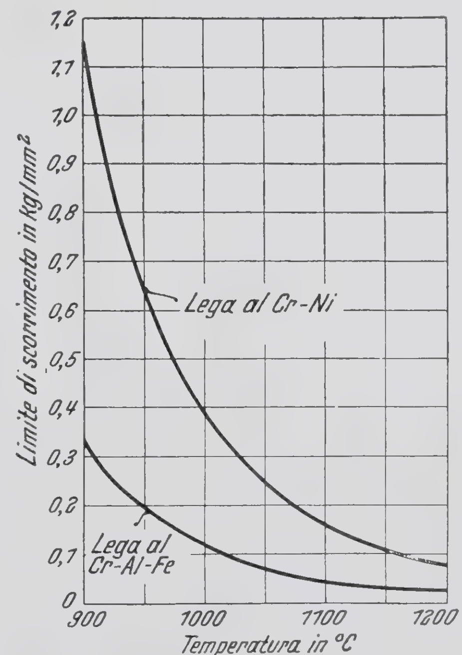


Fig. 8 - Resistenza allo scorrimento d'una lega al Cr-Ni ed una al Cr-Al-Fe.

Regola generale quindi: fino a 900°C, acciai prevalentemente al Cr, senza eccessivi tenori di questo; oltre a 1000°C, prevalenza di Al. Il limite superiore della percentuale di Al è dato dalla lavorabilità della lega risultante.

Per quanto detto a proposito della nitrurazione, questi acciai

al Cr-Al tendono ad assorbire fortemente l'azoto atmosferico per cui si possono avere delle efflorescenze che deteriorano il materiale.

Riguardo alla resistenza agli acidi, questa negli acciai al Cr-Al diminuisce all'aumentare dell'Al.

Nella tabella 2 troviamo le composizioni di alcuni tipi resistenti al calore. I primi quattro s'impiegano per tubi, profilati e lamiere per forni e caldaie, fra 500 e 1000°C. Questi materiali, a differenza di quelli legati al Ni resistono anche in atmosfere solforate, giacchè le pellicole degli ossidi di Cr e Al sono impermeabili allo zolfo, nè questi metalli formano eutettici facilmente fusibili coi loro solfuri. La resistenza agli sforzi prolungati è invece minore, causa il carattere ferritico. Gli altri tre sono acciai con Cr fino a 30% e Al fino a 7% e s'usano per resistenze elettriche (1).

In fig. 7 vediamo l'influenza esercitata dall'Al sulla resistenza al calore e sull'allungamento di queste leghe.

Non conviene andare oltre al 5% di Al, giacchè si peggiorano la lavorabilità e le proprietà meccaniche senza peraltro migliorare la resistenza all'ossidazione. In generale si deve tenere presente che queste leghe, ferritiche, hanno proprietà ben diverse da quelle al Cr-Ni, austenitiche. Specialmente la resistenza allo scorrimento (fig. 8) per le leghe ferritiche ammonta solo al 25% di quelle austenitiche: circostanza importante per la costruzione di resistenze a spirale. Poi l'accrescimento della grana delle leghe Fe-Cr-Al alle alte temperature è molto forte ed è causa di grande fragilità, non solo, ma esse leghe assorbono grandi quantità d'azoto, formando nitruri, mentre resistono egregiamente all' O e all' S.

La formazione di nitruri, secondo il Bondels, impoverisce di Al la matrice per cui diminuisce la resistenza all'ossidazione.

c) ACCIAI PER CALAMITE.

Infine nella fabbricazione delle *calamite permanenti* le leghe con Al hanno avuto buon successo (2). Secondo gli studi del Mishima, nel sistema Fe-Ni-Al le leghe con circa 15-35% di Ni e 8-16% Al sono dotate di proprietà particolarmente favorevoli:

forza coercitiva	150- 700 oersted
residuo magnetico	5000- 9000 gauss
forza portante magnetica	30000-80000 erg/cm^3

Con elevati tenori di Ni e Al si ha elevata forza coercitiva; nel caso contrario è elevata la rimanenza. Aggiunte di Cu e Ti migliorano le proprietà magnetiche; lo stesso può dirsi sopratutto del Co. Abbiamo qui due gruppi di leghe:

1° Fe-Ni-Al. event. Co e Cu.
2° Ni-Co-Ti-Al.

Queste leghe sono preziose pel costruttore a) perchè hanno grande forza portante per unità di volume, quindi la calamita ingombra poco; b) perchè la loro struttura non risente del riscaldamento prolungato in esercizio a 100° e oltre.

Le leghe al 35% di Co finora note hanno una forza portante di circa 40.000 erg; mentre le leghe al Ni-Al arrivano a 70.000-80.000 erg/cm^3. Quindi sostituendo queste leghe alle prime si può, nel caso limite, dimezzare il volume della calamita.

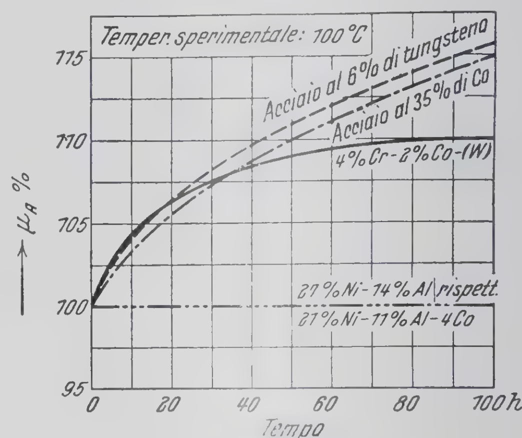


Fig. 9 - Variazione della permeabilità magnetica μ_A di leghe per calamite permanenti, in funzione del tempo e della temperatura, come misure della stabilità strutturale.

In fig. 9 è riportata la permeabilità magnetica, in funzione del tempo, alla temperatura costante di 100°C, di vari acciai al Fe-Ni-Al, al Fe-Ni-Al-Co; e per confronto, di tre tipi martensitici al Cr-Co al 35% di Co e al 6% di tungsteno.

Però le leghe magnetiche contenenti Al hanno struttura cristallina assai grossolana e sono perciò oltremodo fragili, nè quindi si possono lavorare per truciolo o plasticamente a caldo malgrado la durezza di soli 45-50 Rockwell. Occorre limitarsi quindi ai getti in forma con successiva rettifica alla mola.

V. B.

(1) V. a questo proposito il riassunto dell'articolo di HOYT e SCHEIL: « Nuova lega per resistenze elettriche » pubblicato in « Alluminio », vol. V, pp. 123-125, 1936.

(2) V. « Alluminio », vol. V, p. 137, 1936.

PROF. *UMBERTO FERRARI, Direttore responsabile.*

ARTI GRAFICHE STEFANO PINELLI - VIA BORDONI, 2 - MILANO

Sviluppo e stato attuale dell' industria internazionale dell' alluminio

W. SCHMIDT

L'A. fa brevemente la storia dell'alluminio da un punto di vista non solo tecnico, ma anche politico-economico; e mostra l'evoluzione di questo metallo da curiosità di laboratorio e d'oreficeria a metallo industriale d'interesse privato, infine a metallo « politico » d'interesse nazionale. Seguono considerazioni di ordine geografico-economico sulle materie prime, inclusa l' energia elettrica, nonchè una classifica dei vari Paesi in base al rapporto: produzione bauxite-produzione alluminio esistente in ciascun Paese. Si fanno infine previsioni sul futuro dell'alluminio. Alcune tabelle concorrono a confermare la tesi dell'A.

L'alluminio, promotore di una nuova èra industriale.

Per quanto sia ancora grandissima l'importanza dei metalli pesanti, pure è indubbio che è giunto il crepuscolo dell'èra oramai millenaria dei metalli stessi, e che il progresso tecnico ci porta irresistibilmente verso una età dei metalli leggeri. Non è puro caso se tale svolta va di pari passo con un'epoca cruciale della vita dei popoli! La nuova età ebbe inizio più di cent'anni fa colla scoperta dell'alluminio metallico, ma fu solo la guerra mondiale a dare un impulso decisivo al suo sfruttamento pratico su larga scala. E forse anche questo impulso sarebbe finito nel nulla, se le conseguenze politiche di questa guerra non avessero imposto l'affermazione definitiva del nuovo metallo.

Ciò che maggiormente stupisce in tale rivoluzionario rinnovamento dei vari aspetti tecnici, è che esso si ricollega ad ovvie condizioni di *distribuzione naturale nello spazio.* Certo anche i metalli pesanti sono subordinati a tale legge, ma è risaputo sin dalla fine del 18° secolo, che mentre la Terra ha una densità media di 5,5, quella dell'interno è di 7,8 e quella della crosta di 2,8. Ne deriva che i metalli pesanti devono trovarsi per la maggior parte nell'interno della Terra, e raramente si trovano sulla superficie, mentre i metalli leggeri formano la componente principale della crosta. L'alluminio, il cui peso specifico è di 2,7, occupa con 7,5%, uno dei primi posti nella composizione della crosta terrestre. Malgrado questa constatazione, la tecnica del secolo passato si ostinò nell'esclusivo uso dei metalli pesanti tramandatosi da millenni e millenni senza rendersi conto del dovere, dettato dalle contingenze economico-politiche, di dar ai metalli leggeri la preferenza che meritavano essendo disponibili in larghe quantità.

Il motivo ne va ricercato nel fatto che era più comodo ottenere i metalli pesanti dai rispettivi minerali con dei mezzi tecnici relativamente semplici, che non estrarre i metalli leggeri dai loro composti naturali, duri e pressochè insolubili. Anche quando lo sfruttamento a rapina, cui condusse lo sviluppo tumultuoso dell' industria negli ultimi decenni, fece temere il pericolo che i metalli pesanti venissero ad esaurirsi, i tecnici con mente aperta ai dettami dell'economia politica ebbero le mani legate perchè i pochi paesi produttori, nella subdola lotta condotta per la materia prima « Metallo », importante anche politicamente, cercarono di mantenere le loro posizioni di predominio.

Quale nuovo ordinamento delle *forze mondiali economiche e politiche* potrà risultare da tale riforma nel campo della tecnica, è per ora difficile da prevedere. Spariranno le posizioni di dominio nella fornitura di materie prime dei Paesi produttori di metalli pesanti, dato che il possesso di metalli leggeri è più universalmente diffuso, ma tale maggior perequazione nel possesso dei giacimenti di metalli leggeri non potrà condurre, in un primo tempo, ad un rilassamento nelle tensioni politiche perchè il loro sfruttamento tecnico per lungo tempo rimane ancora vincolato all'esistenza di certe premesse, cui seriamente possono soddisfare soltanto i grandi e potenti Stati industriali: fonti di energia elettrica basate su riserva di carbone e di acqua effettivamente valorizzabili dalla tecnica; alto livello industriale; capacità finanziaria, richiesta abbondante da parte di una forte industria consumatrice.

Le tre fasi nello sviluppo dell'economia internazionale dell'alluminio.

Contrariamente ad altri metalli, l'alluminio, sin dal principio del suo sviluppo tecnico ed economico, assume più le caratteristiche di un vero prodotto industriale che non di una materia prima, presso a poco come anche la seta artificiale che, come prodotto industriale occupa un posto a parte fra le materie tessili. La risoluzione *tecnica* del problema estremamente difficile di liberare l'alluminio dalle sue combinazioni solide naturali per sfruttare praticamente la ricchezza della terra in fatto di alluminio, trascurando un primo periodo preparatorio, diede luogo ad uno sviluppo economico dell'alluminio in cui nettamente si distingue una prima fase della preparazione chimica a partire dal 1854, poi quella dell'estrazione elettrolitica dalla bauxite a partire dal 1886, e finalmente l'attuale fase decisiva della fabbricazione elettrolitica del metallo ricorrendo a comuni argille.

Lo sviluppo economico, scaturito sin dal 1887 dalla allora nascente grande industria, mostra, fino alla guerra mondiale, un carattere d'industria privata, mentre all'epoca della grande guerra ha inizio la fase di sviluppo sotto il regime dell'economia statale o nazionale, che ha promosso l'alluminio ad uno dei più importanti metalli politici.

Iª Fase: Preparazione chimica a partire dal 1854: Scoperto da Wöhler, nel 1827, l'alluminio fu ottenuto industrialmente da Saint-Claire Deville per la prima volta nel 1854. Un nuovo passo decisivo di natura tecnica ven-

ne compiuto nel 1858 con l'importazione di criolite groenlandese quale mezzo fondente, procedimento tuttora in vigore con la differenza, tuttavia, che ora in molti casi si usa criolite « artificiale ».

TABELLA I.
Storia dell' alluminio.

1827	Scoperta dell'alluminio da parte di F. WÖHLER (Base per la preparazione chimica del metallo).
	1854-1886: *Prima fase.*
1854	R. BUNSEN scompone il cloruro di sodio e di alluminio mediante corrente elettrica (Base per la fabbricazione elettrolitica). Esperimenti analoghi effettuati da Deville.
1855	H. St. CLAIRE-DEVILLE produce alluminio industrialmente per la prima volta. Produzione annua 20 kg. « L'argento estratto dall'argilla » all'Esposizione di Parigi. Prezzo di 1 kg d'alluminio = 2400 RM.
1858	Ch. M. HALL, Pittsburg, introduce la criolite come mezzo fondente conseguendo una forte riduzione del prezzo (1860 = 240 RM., 1865 = 100 RM.).
1866	W. v. SIEMENS inventa la dinamo (Base per l'applicazione su larga scala della corrente elettrica nell'industria).
1872	Primo sfruttamento minerario della bauxite in Francia presso Les Beaux (scoperto nel 1821).
1885	Prima fabbricazione dell'alluminio negli Stati Uniti, in Inghilterra ed in Germania (Hemelingen); prezzo = 70 RM.
	1886-1913: *Seconda fase.*
1886	HÉROULT (Francia) e HALL (Stati Un.) presentano brevetti per la fabbricazione elettrolitica dell'alluminio.
1887	Fondazione della « Aluminium Français » (brevetto Hall).
1889	Fondazione della « Schweizerische Metall-Gesellschaft » (brevetto Héroult, perfezionato da M. Kiliani). Fondazione della « Aluminium Co. of America » (Mellon-Trust) proveniente dalla « Hall's Pittsburg Reduction » (brevetto Hall).
1890	Prima estrazione mineraria della bauxite negli Stati Uniti.
1899	Inizio della fabbricazione industriale all'ingrosso; prezzo = 2 RM.
1901	Primo Cartello dell'Alluminio, incapace d'impedire la caduta dei prezzi (fino al 1908).
1909	A. WILM scopre il Duralluminio, la prima lega invecchiabile con magnesio.
1913	Prima produzione in Italia, Canadà e Norvegia.
	1914-1938: *Terza fase.*
1914	Liberazione della fabbricazione dell'alluminio in Germania dall'influsso svizzero mediante fondazione delle officine statali delle « Vereinigte Aluminiumwerke Lauta ».
1916	JUNKERS costruisce il primo aeroplano con impiego di alluminio.
1926	Cartello europeo dell'alluminio (Germania, Italia, Austria, Francia, Svizzera e Norvegia) con sede a Basilea (« Alliance Aluminium Co. »).
1931	Cartello Internazionale (Unione fra la « Alliance Aluminium Cie » e la « Aluminium Co. of America » mediante associazione del Canadà alla « Alliance »).
1933	Inizio della produzione in Russia.
1934	Inizio della produzione nel Giappone e in Isvezia.
1935	Inizio della produzione in Ungheria.
1937	Inizio della produzione in Jugoslavia.
1938	Inizio della fabbricazione di ossido d'alluminio da argille nazionali germaniche.

Dal punto di vista dell'importanza geopolitica, assegnata sin dal principio alla stregua di tutti gli altri metalli anche all'alluminio, caratteristico è il fatto che la prima modesta produzione realizzata dal Deville a Salindres indusse subito Napoleone II ad usarlo per scopi militari, pur essendo da attribuirsi tale impulso forse più allo splendore che l'« argento estratto dall'argilla » conferiva alle corazze dei suoi granatieri che ai vantaggi tecnici del nuovo metallo. L'effetto decisivo, però, dell'attenzione manifestata dall'Imperatore, fu quello di spianare a Deville la via verso la produzione elettrolitica su vasta scala, la cui realizzazione tuttavia si fece ancora aspettare per ben tre decenni. Infine, non è per puro caso che nel cercare una nuova appropriata materia prima, proprio in Francia si procedette, per la prima volta allo sfruttamento minerario della bauxite nei pressi di Les Beaux.

II fase: Fabbricazione elettrolitica dal 1886 in poi. Partendo dai lavori scientifici di un Bunsen e dalla realizzazione industriale di un von Siemens, l'uso della dinamo produttrice di forti correnti continue rese possibile a partire dal 1886 il processo elettrolitico ora universalmente introdotto. Tale processo, inventato contemporaneamente in luoghi diversi, fu brevettato per la prima volta in Francia e negli Stati Uniti e industrialmente applicato in base a tali brevetti oltre a questi paesi anche in Inghilterra ed in Isvizzera. Che l'industria dell'alluminio sia rimasta per anni limitata a questi pochi paesi è dipeso da circostanze di *economia privata.* Essa è sorta in origine nei paesi produttori di materie prime, quelli che erano maggiori fornitori di bauxite.

Della massima importanza, però, per lo sviluppo della relativa industria mineraria è: primo, l'esistenza di forze idrauliche sufficienti, capaci non solo di fornire grandi quantità di corrente elettrica richiesta, ma appunto per questo di rendere in un certo qual modo sopportabili le gravissime spese d'installazione coinvolte; secondo, la premessa di un altissimo sviluppo dell'industria in generale e, terzo, l'investimento di mezzi finanziari ingenti, che permettano sin dall'origine la creazione di pochi stabilimenti grandissimi. In contrasto con la restante industria metallurgica, in cui i grandi impianti sorsero da piccoli inizi e si svilupparono in modo lentissimo e talvolta plurisecolare, simili colossi industriali sono addirittura una condizione sine qua non per la creazione di una industria dell'alluminio. Il terreno più propizio in tale senso, si trovò negli Stati Uniti. Il « trust » americano Mellon si assicurò la maggiore influenza mediante l'acquisto dei brevetti di Hall. Esso conservò in tal modo fino al 1909 il completo monopolio delle redevances, e cercò poi di compensarne la perdita con la creazione di nuove imprese nel Canadà ed in Norvegia. Per quanto poco pericolosi siano di solito, dal punto di vista della difesa nazionale simili monopoli di brevetti, le conseguenze indirette nondimeno ne possono esser disastrose e, difatti, l'industria europea dell'alluminio rimase in seguito, fortemente ostacolata nel suo sviluppo naturale. Allo scoppio della guerra mondiale, questo creò delle gravi difficoltà p. e. alla Germania, che rimase improvvisamente tagliata fuori dal mercato mondiale.

III^a^ fase: Influsso dell'economia statale dopo la Grande Guerra. Nel periodo bellico aumentò a passi di gigante l'importanza dell'alluminio dal punto di vista degli armamenti, grazie alla sua importanza nelle costruzioni aeronautiche e come sostituto del rame. Esso diventò nel vero senso della parola, un *metallo politico* e all'intera industria dell'alluminio venne impresso un

carattere unilateralmente statale e politico. E' noto che solo con l'intervento dei vari Stati poterono essere superate le forti esigenze finanziarie ed industriali poste all'industria nazionale dell'alluminio, diventata ineluttabile necessità nei paesi belligeranti. Anche qui è caratteristico il caso della Germania, la quale si è sganciata dalla stretta servitù, unilaterale e legata geograficamente alla Svizzera, attraverso la fondazione sul suolo germanico di fabbriche nazionali (« Vereinigte Aluminium-Werke »).

Finita la guerra, è perdurata nondimeno la necessità delle sovvenzioni statali perchè la capacità produttiva delle fabbriche, energicamente potenziata dall'economia bellica, incominci ad un tratto a superare la richiesta, allora in rapido declino, e perchè l'incertezza sul mercato libero nazionale aveva gravemente scosso l'industria dell'alluminio, gravata di spese enormi. Pertanto gli Stati, per lo più direttamente interessati nell'industria dell'alluminio, cercarono con pressochè unanime decisione di proteggere le loro imprese dalla concorrenza mediante alti *dazi doganali d'importazione,* come è rimasto a tutt'oggi. Ne risulta una stretta dipendenza della produzione dal consumo nell'interno di ogni nazione ed una evidente restrizione degli scambi internazionali in alluminio e beninteso, inversamente, ne risulta una produzione contenuta, in ognuno dei paesi produttivi, entro i limiti delle proprie necessità. Soltanto tre paesi, la Svizzera, la Norvegia ed il Canadà, derogano da questa regola generale perchè il proprio modesto consumo li costringe ad esportare l'eccedenza della produzione, eccedenza che rimane tuttavia minima nel quadro dell'economia mondiale dell'alluminio. Il suo sviluppo industriale ha per troppo tempo sofferto dell'atteggiamento protezionista dei grandi paesi produttori i quali contemporaneamente sono grandi consumatori.

Tale isolamento nazionale dell'economia dell'alluminio ha condotto a indicare l'alluminio, « metallo nazionale » o meglio ancora, una materia prima nazionale. Ciò mi sembra che sia una specie di autoinganno perchè così si vorrebbe far dimenticare la dipendenza dalla bauxite estera che non pesa poco sul bilancio delle divise e sulla difesa nazionale. Eppure simili vincoli internazionali sono di grandissima importanza; basti ricordare che, per esempio, il Cartello della Bauxite a Zurigo, con forte partecipazione delle fabbriche germaniche d'alluminio, è direttamente interessato in considerevole misura nello sfruttamento delle bauxiti dell'Europa orientale. Non solo, ma i vincoli internazionali si fanno sentire anche nell'industria dell'alluminio stessa attraverso il raggruppamento dei produttori europei sotto il nome « Alliance Aluminium Cie », con sede a Basilea, alla quale nel 1931 con l'adesione del Canadà venne ad associarsi anche il Trust Mellon. Il suo compito consiste nel tenere alti i prezzi e nella determinazione dei contingenti d'esportazione dell'alluminio metallico, pur ammettendo la concorrenza libera nel campo del prodotto finito e dei rottami.

Oggi s'inizia l'ultima e forse la più decisiva fase dello sviluppo tecnico ed economico, che in luogo della bauxite, localmente vincolata, ricorre alle riserve inesauribili ed estesissime di argilla comune, sostituendo cioè una materia prima per lo più proveniente dall'estero con una materia prima nazionale. Uno sviluppo, insomma, la cui importanza per il trapasso dall'era dei metalli pesanti a quella dei metalli leggeri, non potrà mai essere sufficientemente valutato. Esso da vari anni già ha dato luogo a risultati tangibili in Norvegia, nel Giappone ed in Russia, mentre in Germania si trova nella fase tecnica iniziale. Altri paesi produttori di alluminio, dipendenti dalla bauxite estera, non mancheranno certo di seguire fra breve tale esempio.

GEOGRAFIA ECONOMICA DELL'ALLUMINIO.

Come già detto, lo sviluppo dell'industria dell'alluminio ha assunto sin dal principio il carattere di una grande industria. Se anche la *bauxite,* a buon prezzo, in questi paesi non potè influire direttamente nel senso di uno sviluppo dell'industria metallurgica, tale minerale rimane uno dei fattori determinanti nella parte rappresentata dai singoli paesi produttori dell'alluminio e, infine, in parte anche nella posizione geografica, se non altro, delle fabbriche d'allumina. Non è quindi un puro caso se quegli Stati industriali, che per i primi produssero la bauxite, cioè la Francia e gli Stati Uniti, rimasero pure i primi e per molto tempo i più importanti produttori di alluminio, e se oggi altri paesi ricchi di giacimenti di bauxite, come per es. l'Ungheria e la Jugoslavia, si trasformano con sorprendente rapidità in Paesi produttori di alluminio. Per i paesi costretti ad importare la bauxite dall'estero, una questione non delle meno importanti è quella delle spese di trasporto. Perciò, considerato dal punto di vista geografico-economico appaiono in seconda linea come particolarmente adatti per la produzione d'alluminio, quei paesi che si trovano in una situazione favorevole dal lato delle comunicazioni nei riguardi dei paesi fornitori di bauxite. Tali sono p. es.: la Svizzera, l'Inghilterra e la Norvegia.

Non di rado, i vantaggi della posizione incoraggiarono nello stesso tempo anche l'importazione di *materie ausiliarie* ad alto prezzo come la criolite, i prodotti chimici ed il carbone per gli elettrodi. Per la scelta dei luoghi di produzione nel senso più ristretto sono, a dire la verità, determinanti le *fonti di energia* possibilmente convenienti e sufficienti (energia idraulica o lignite).

Nella divisione geografica dei paesi che hanno una industria dell'alluminio si potrebbero distinguere: 1) i paesi aventi riserve di bauxite alle quali attinge il commercio mondiale; 2) i paesi produttori di alluminio con estrazione propria di bauxite, e cioè: a) con sovraproduzione di bauxite, b) con produzione di bauxite e di alluminio pareggiata, c) con importazione di bauxite complementare, e 3) i paesi produttori di alluminio senza riserve proprie di bauxite.

1) *I Paesi con riserve di bauxite*: l'unico paese che fornisca la criolite è la Groenlandia (Ivigtut). Questo minerale viene spedito direttamente negli Stati Uniti (1937: 34%) o attraverso la Danimarca raggiunge i mercati europei e quello giapponese. L'aumentata produzione mondiale di alluminio ha animato considerevolmente anche l'estrazione mineraria della criolite, ma quest'ultima soffre comunque sensibilmente della concorrenza della criolite sintetica, che viene ottenuta dallo spato

fluore nei paesi consumatori (Germania, Italia, Giappone e Russia) in sempre maggiori quantità.

Le riserve di bauxite geograficamente sono limitate a pochi luoghi del Globo. Riassumento possiamo distinguere quattro regioni principali. Le riserve illimitate del continente sud americano (Guajana) e le regioni del sud-est asiatico (Indie Olandesi); le riserve, già alquanto contingentate dalla propria nascente produzione di alluminio, nell'Europa sud-orientale, Ungheria, Jugoslavia e Grecia) e, finalmente la regione sud-europea, fortemente presa dal proprio ingente consumo (Francia ed Italia) che per tale motivo classificheremo nel seguito sotto il gruppo 2a).

La Guaiana Britannica (Christianburg) fino al 1933 spediva la sua complessiva produzione negli Stati Uniti; oggi però la maggior parte della stessa (57%) va nel Canadà, quantità minori vanno in Inghilterra e forse anche in Olanda ed in Germania, e quasi un terzo negli Stati Uniti. Questi ultimi assorbono però inoltre l'intera produzione della Guaiana Olandese (Moengo) la quale viene sfruttata dalla Aluminium Co. of America e che trovasi pure in forte ascesa. Nel 1936 è subentrato anche il *Brasile* (Poco de Caldas e Sacramento presso Ouro Preto nel dipartimento di Minas Gerâes) come fornitore di bauxite. Il suo principale acquirente è il Giappone.

Nell'Asia Meridionale, le *Indie britanniche* (Tungar Hills nel distretto di Thana e Balaghat all'est di Bombay) non occupano che un posto di poca importanza. In maggior misura sono invece sviluppate le *Indie Olandesi* (isola Bintang, arcipelago di Riou) le quali, data la loro favorevole situazione in rapporto alle comunicazioni internazionali, trovano nella Germania e nel Giappone i principali acquirenti delle loro bauxiti, rese trasportabili mediante un processo di essiccazione. E' in progetto la costruzione sul luogo di una fabbrica di allumina, la quale verrebbe alimentata con carbone proveniente da Sumatra. In *Australia* piccole quantità di bauxiti vengono estratte in Gippsland (Victoria) e presso Emmaville (Nuova Galles del Sud). Si progetta la costruzione di una fabbrica di alluminio a Risdon (Tasmania), grande centro elettro-metallurgico di questo Paese.

TABELLA 2

Produzione, commercio e consumo mondiali di Bauxite in 1000 tonn. (1)

	Produzione							Esportaz.	Importaz.	Consumo
	1909 / 1913	1924 / 1928	1929 / 1933	1934	1935	1936	1937	1937	1937	1937
Paesi con eccedenza di esportazioni:										
Ungheria	—	148.0	138.9	185.0	211.1	329.1	451.6	479.8	—	?
Guajana Olandese	—	116.8	180.0	101.0	115.2	233.9	392.3	392.3	—	—
Jugoslavia	—	75.8	82.8	84.8	216.2	292.2	357.8	388.4	0.0	?
Guajana Inglese	—	200.4	131.2	65.9	139.8	212.7	366.7	305.6	—	61.1
Francia	228.0	538.0	514.2	528.4	512.9	649.5	688.2	301.6	0.0	386.6
Indie Olandesi	—	—	—	—	16.7	149.3	199.0	203.2	—	—
Italia	2.7	143.0	120.6	131.3	174.0	262.2	386.5	131.0	0.5	256.0
Grecia	—	0.1	2.1	—	9.5	129.9	110.0	122.3	—	—
Indie Inglesi	0.4	11.6	4.3	0.0	7.8	3.7	15.4	27.7	—	—
Malesia Inglese	—	—	—	—	—	0.0	19.3	12.8	—	6.5
Brasile	—	—	—	—	—	7.0	8.8	8.8	—	—
Romania	—	—	0.9	1.5	6.2	10.8	12.2	6.0	—	6.2
Bulgaria	—	0.5	3.2	2.8	1.6	3.1	3.6	2.2	—	1.4
Paesi che assorbono la propria produzione:										
Russia (U. R. S. S.)	—	—	19.9	**60.0**	**130.0**	**200.0**	**230.0**	—	—	**230.0**
Australia	—	0.2	1.0	1.1	1.2	0.8	7.9	—	—	7.9
Paesi con eccedenza di importazioni:										
Germania	—	2.9	4.2	19.3	40.8	63.0	93.1	—	1307.4	1400.4
Stati Uniti	162.1	356.2	232.2	160.4	237.7	378.0	427.0	125.2	515.5	817.3
Paesi importatori senza limitazione:										
Canadà	—	—	—	—	—	—	—	—	276.0	276.0
Inghilterra	6.2	4.8	2.0	0.1	—	—	—	—	222.9	222.9
Norvegia	—	—	—	—	—	—	—	—	40.5	40.5
Svezia	—	—	—	—	—	—	—	—	14.0	14.0
Altri paesi	—	—	—	—	—	—	—	—	6.0	6.0
Nel mondo complessivam.:	399.4	1598.3	1436.9	1341.6	1820.7	2925.2	3769.4	2507.1	2382.8	3732.8
Groenlandia (Criolite)	7.7	18.8	22.4	15.2	23.5	17.1	50.8	50.8	50.8	50.8

(1) Le cifre in neretto sono approssimative. Il consumo è stato desunto dalla produzione e dall'eccedenza delle importazioni. Per la Guajana Olandese ed il Brasile nelle colonne «produzione» sono stati inseriti gli ammontari delle esportazioni annuali. — Fonti: Annuario Statistico del Reich; Riassunti Statistici della Metall-Gesellschaft Frankfurt a. M., The Mineral Industry of the Britisch Empire and Foreign Countries.

In Cina, le bauxiti si trovano nello Sciantung (Seciuan) e Poscian, le quali erano tenute dai Cinesi in disparte come riserve e che ora verrebbero sfruttate dai giapponesi come, del resto, anche i giacimenti dell'Oceania (Palau, Ponape, Yap). Nell'*Africa* vengono segnalati bauxiti nel *Mozambico*, dove l'estrazione sarebbe stata iniziata sin dal 1935, nella Costa d'Oro, nel Njassaland, nel Marocco, nella Guinea francese, nel Tanganica, a Madagascar ed in Abissinia.

Nella valutazione generale, il primo posto è occupato dal Sud-Est europeo. Il più recente e quindi certamente anche il più rapido è lo sviluppo avutosi in Grecia (sponda settentrionale del Golfo di Corinto, fra Missolungi e Tebe, nonchè sull'isola di Amorgos sita molto favorevolmente per i trasporti. Essa fornisce oltre la Germania, anche l'Inghilterra e persino il Giappone. Di più antica data è lo sviluppo della produzione di bauxite in *Ungheria* (Gant fra Stuhlweissenburg e Vesprém, nonchè presso Siklas nel Barania). L'esportazione avviene per la maggior parte mediante ferrovia verso la fabbrica germanica Lautwerke (Lausitz) cointeressata nella coltivazione di queste miniere attraverso il Cartello della Bauxite di Zurigo. Questi giacimenti condussero alla estrazione di ossido di alluminio in Altenburg e, dal 1935, alla fabbricazione di alluminio a Csepel presso Budapest. Ciononostante l'Ungheria, data la scarsa possibilità di smercio nel proprio paese e la mancanza di carbone, manterrà certamente per molto tempo ancora il suo carattere di paese fornitore di bauxite. Altrettanto vale per la *Jugoslavia* (Drniš, Citlik, Imotzki) mentre tuttora vergini sono i giacimenti sulle isole Veglia e Arbe nonchè quelli presso Wocheiner-Feistritz). Le quantità estratte che per lo più sono destinate alla Germania, vengono spedite in piccola parte per via fluviale sul Danubio e passano nella maggioranza via Spalato e Sebenico in Olanda e da lì risalendo il Reno fino allo stabilimento « Martinswerke ». Una fabbrica lavorante l'ossido di alluminio eretta a Ljubljana nei pressi della costa sfrutta l'energia elettrica di Ante Supek. Nel 1937 vennero già esportate circa 4300 t. di ossido di alluminio verso l'Austria e la Cecoslovacchia. Abbiamo delle fabbriche di alluminio a Lozovak presso Sebenico e a Mostar. La prima esportazione nell'anno 1937 ammontò a 211 tonnellate. La *Rumenia* dispone di giacimenti di bauxite presso Rossia-Dobrest nelle montagne di Bihar (Transilvania) che furono scoperte dai tedeschi durante la guerra. Sembra che debba venir costruita una fabbrica di alluminio a Targoviste. In *Cecoslovacchia* furono scoperti giacimenti di bauxite coltivabili fra Sillein e Trentschin nella Valle della Waag.

2) *Produttori di alluminio con estrazione propria di bauxite.*

a) *con sovraproduzione di Bauxite.* Come già detto, classifichiamo la Francia che è il paese classico della produzione dell'alluminio, piuttosto fra i produttori di alluminio con sovraproduzione di bauxite che fra i paesi con riserve di bauxite, benchè la sua esportazione di minerale comporti quasi la metà della propria produzione. In questa produzione la Francia ha conservato tuttora il primo posto. Se essa non può sfruttare nel paese la propria capacità di produzione, ciò va attribuito al fatto che il consumo nazionale in alluminio è limitato e d'altra parte l'esportazione di alluminio è fortemente impedita dalla politica protezionista dei grandi consumatori che sono anche grandi produttori. Nella sua qualità di paese esportatore di bauxite la Francia gode di tre speciali vantaggi: in primo luogo le sue bauxiti sono di qualità particolarmente buone. Esse vengono estratte nel Var (83%), con centro a Brignoles e nell'Hérault (17%) con centro a Pézenas, mentre i giacimenti delle Bouches du Rhône (a Les Beaux) e nell'Ariège attualmente non sono più sfruttati. In secondo luogo serve allo sfruttamento la vicinanza della riserva umana italiana, che fornisce gli operai per l'incomodo mestiere del minatore in cui la polvere rossa bauxitica penetra in modo permanente nella pelle e nei vestiti degli uomini, mentre il francese viziato evita queste occupazioni. In terzo luogo, i giacimenti di bauxite trovansi nei pressi della costa e questa può essere perciò facilmente collocata in paesi produttori di alluminio accessibili per mare. Fino al 1933 l'acquirente principale era la Germania (52%), mentre l'Inghilterra veniva al secondo posto (45%) ed il resto era destinato alla Spagna. Oggidì l'Inghilterra importa il 60%, la Germania tuttavia acquista tuttora il 36%; alla Spagna si è aggiunta anche la Svezia.

La posizione favorevole in riva al mare facilita d'altra parte l'importazione dei prodotti ausiliari nella vicinanza delle miniere di bauxite e rende possibile così la lavorazione ad allumina; l'esportazione dell'allumina (verso la Svizzera, la Norvegia e la Spagna) è sensibilmente cresciuta negli ultimi anni.

La Francia, dove l'industria dell'alluminio ha avuto le sue origini, già prima della grande guerra europea non forniva più del 21% della produzione mondiale. Attualmente la sua parte è soltanto del 7,7%, ma dal 1937 sembra che le venga alquanto in aiuto una esportazione leggermente in aumento. L'industria dell'alluminio sceglie di preferenza i luoghi dove vengono sfruttate le forze idrauliche delle Alpi e dei Pirenei per la produzione dell'energia elettrica. Si ha in tal modo l'esempio probativo, proprio nel paese di origine, della regola diventata in seguito di validità generale che nell'industria dell'alluminio, l'estrazione del minerale e la fabbricazione del metallo sono geograficamente molto più staccati che nelle altre industrie metallurgiche.

Per la Francia tale obbligo comporta delle conseguenze sfavorevoli dal punto di vista della difesa militare avendo le due fabbriche dovuto essere collocate nella vicinanza immediata delle frontiere.

Delle 16 fabbriche esistenti, 7 trovansi nella valle de l'Arc, la « Valle dell'alluminio » nella Savoia: S. Michel de Maurienne, S. Jean de Maurienne, La Praz, le altre sono site nell'Isére: Froges, Hautes-Alpes, l'Argentière, Basses-Alpes, Auzet, Ariège, Saurat e Basses Pyrénées: Pont-de-Lescun.

Anche l'*Italia*, come la Francia, può esportare circa 1/3 della sua produzione di bauxite, in gran parte verso la Germania. Dato il consumo crescente di alluminio (negli ultimi tempi l'Italia ha persino importato dell'alluminio) c'è da prevedere un aumentato consumo di bauxite sul mercato nazionale. L'Italia, dopo la guerra mon-

diale, ha ereditato i giacimenti austriaci di bauxite dell'Istria, sui quali oggi ancora è basata l'intera sua industria dell'alluminio. I giacimenti negli Abruzzi e nell'Italia meridionale non sono sfruttati, come del resto nemmeno gli importanti giacimenti di leucite e alunite. L'industria dell'alluminio è legata alle forze idrauliche delle Alpi e dell'Appennino: Borgofranco d'Ivrea, Mori, Bolzano e Bussi dove c'è anche uno stabilimento che produce l'allumina. Le fabbriche alpine ricevono l'ossido di alluminio necessario da Porto Marghera, il Porto continentale di Venezia, sorto nel punto d'incontro degli elettrodotti fra le Alpi e gli Appennini colla via marittima seguita dalle bauxiti istriane e dal carbone inglese, è diventata così centro preponderante della produzione elettrometallurgica delle leghe leggere in Italia. La produzione italiana s'iniziò poco prima della guerra mondiale dalla quale ricevette una prima spinta. Il progresso da allora è stato continuo di modo che la produzione attuale di 28.000 t. all'anno supera di 21,5 volte la media degli anni 1914-1918, un aumento superiore anche a quello della produzione germanica (17,6 volte).

b) *Con produzioni di bauxite e di alluminio pareggiate.* Qui entra per ora in considerazione soltanto la Russia. La sua industria dell'alluminio sfruttante importanti riserve di bauxite ed utilizzante altre argille, potè liberarsi rapidamente dalla materia prima straniera (ancora nel 1931 s'importavano 20.400 t di alluminio) ed il suo potente sviluppo trovasi interamente sotto il segno degli armamenti militari. Trattandosi di un'industria giovane fu possibile coordinare più strettamente l'estrazione della materia prima con la fabbricazione di ossido di alluminio e dell'alluminio stesso, di modo che dal punto di vista dell'economia dell'alluminio, risaltano quattro regioni geograficamente abbastanza compatte. Nel 1926 vennero scoperte delle *bauxiti* presso Tichwin a 230 km ad est di Leningrado, che, coltivate dal 1931 vengono trasformate quivi (27%) (1) e nella vicina città di Volkov (7%) in ossido di alluminio; il 14% ne viene inoltre lavorato ad alluminio a Volkov stesso. La criolite sintetica viene da Anderma sul lago di Onega. La seconda regione si trova nell' Ural, dove si hanno giacimenti di bauxite a Kushwa e ad Alapajewsk; altri giacimenti esistenti nell'Ural meridionale non sono ancora coltivati.

A Polewskoi abbiamo uno stabilimento che produce la criolite sintetica dallo spato fluore dei giacimenti della Siberia orientale. Le fabbriche di allumina (38%) e di alluminio (29%) trovansi a Kamensk. La terza regione si estende intorno alla centrale idro-elettrica di Dnjepropetrowsk nell'Ucraina con una produzione di allumina del 17% ed una fabbricazione di alluminio del 45%. Lì vengono lavorate le bauxiti provenienti dalla vicina Krassnaja e le aluniti di Gandshin (Elisabethpol-Armenia). Nella quarta regione si sfruttano le miniere di apatite e di nefelina sulla penisola di Kola (Chinini) che vengono trasformate in allumina a Kandalakscia (11%) e trasformato in alluminio (12%) a Sosnovetzk sul Mar Bianco, sulla linea ferroviaria del Murmansk.

(1) Le percentuali indicate separatamente per l'alluminio e per l'allumina, indicano la quota parte delle fabbriche nella produzione del 1937.

c) *Con importazione complementare di bauxite.* In condizioni addirittura opposte a quelle della Francia trovansi gli Stati Uniti dove l'enorme richiesta di alluminio non può essere coperta dalla produzione nazionale di bauxite, pur essendo questa assai rilevante. Durante la guerra mondiale essa oltrepassò il 1° posto fino al 1924 per essere poi respinta nel 1937 al III posto dalla produzione ungherese. Contemporaneamente nel 1937 si verificò per la prima volta un'eccedenza dell'importazione di bauxite sulla produzione.

Si distinguono due regioni di produzione bauxitica, quella economicamente più importante dell'altipiano di Osark nell'Arkansas (96%) con Little Rock (77%) e Bauxite (19% nonchè quella secondaria di Eufala (Alabama) e di Andersonville (Georgia). Nel Tennessee le miniere furono abbandonate nel 1928. Le importazioni complementari provengono dalla Guaiana ed ultimamente anche dalla Jugoslavia e dalle Indie britanniche. Il porto più importante è New Orleans (69%), poi seguono Mobile (15%) e Philadelphia (9%). Le bauxiti d'importazione giungono assieme a quelle provenienti dall'Arkansas per via fluviale sul Missisipì alla grande fabbrica di ossido di alluminio sita a East-St. Louis; stabilimenti meno importanti dello stesso genere, che vengono alimentati con importazioni dall'estero via Mobile, trovansi ad Alcoa (presso Knoxville) e ce n'è un altro a Edgewater (New Jersey). Questi tre stabilimenti provvedono al rifornimento delle quattro fabbriche di alluminio a Massena, (rapide di Long-Sault sul fiume S. Lirenzo col 41% della produzione) ad Alcoa (30%) a Badin (sulla « linea delle cascate ») nella Carolina del Nord, col 19% ed a Niagara Falls City (10%); questo ultimo stabilimento è rimasto chiuso dal 1929 al 1933. La produzione interna è tuttora insufficiente e deve essere completata da importazioni dall'estero (Canadà, Norvegia, Svizzera). In considerazione dell'imponente sviluppo avutosi nella produzione dell'alluminio degli Stati Uniti dopo la depressione del 1934, la Aluminium Co. of America ha in progetto l'ingrandimento delle fabbriche esistenti e la creazione di nuovi impianti, così p. es. una fabbrica di allumina a Mobile e fabbriche di alluminio ad Oakland sulla costa del Pacifico nonchè a La Fayette sul fiume Wabash ossia in posizioni favorevoli per i trasporti sia in quanto all'importazione di materie estere, che per lo smercio sul mercato interno. In contrasto con tali intenzioni sta comunque il forte regresso della produzione nel 1938 ed una diminuzione addirittura catastrofica del consumo, che ad un tratto viene a trovarsi al di sotto della produzione registrando un ammanco di circa 1/3 nei confronti dell'anno precedente.

L'eccedenza delle bauxiti importate rispetto a quelle di propria produzione raggiunse in Germania una cifra tale che quasi si sarebbe tentati di classificare questo paese piuttosto nel consecutivo gruppo dei « produttori di alluminio senza giacimenti propri di bauxite »; e di tale modesta produzione (proveniente dalla miniera di bauxite « Albert » del Vogelsberg) soltanto un quinto viene destinato all'industria dell'alluminio. Le importazioni di bauxite provenivano una volta dalla Francia e, dopo la guerra, in misura sempre crescente anche dall'Italia, dall'Ungheria e dalla Jugoslavia. Assieme alla

Grecia questi due ultimi Paesi rappresentano oggi i maggiori fornitori, i quali dal 1937 cedono al Reich germanico nientemeno che il 94% della loro produzione, mentre nel complesso la Germania tuttora assorbe il 64% della produzione europea. Anche nel 1938 tale rapporto non ha subìto modifiche rilevanti, sebbene l'afflusso dall'Europa sia diminuito e viceversa sia alquanto cresciuta la partecipazione delle Indie Olandesi. Le importazioni germaniche di Bauxiti, dopo l'ultima depressione del 1932, con 200.000 t. sono salite nell'anno 1937 ad un livello mai raggiunto di 1.313.000 t. per ridiscendere di nuovo nel 1938 a 1.185.000 t. La fabbricazione di alluminio segnò peraltro negli stessi anni rispettivamente 19.200, 127.500 e 180.000 t. E' probabile che nella mutata proporzione fra il consumo di bauxite e la produzione di alluminio risultante per l'anno 1938, si rispecchi già il passaggio all'uso dei caolini germanici incominciato negli ultimi anni nello stabilimento Lauta (Lautawerke).

L'industria germanica dell'alluminio, all'inizio della guerra mondiale, ebbe modo di liberarsi dall'influsso della Svizzera, rendendosi indipendente. La Germania fondò le Fabbriche Riunite di Alluminio in Lauta (Lausitz) «Vereinigte Aluminiumwerke Lauta» con l'erezione delle fabbriche di Horrem presso Colonia e di Rummelsburg presso Berlino, che sono state chiuse dopo la guerra, con lo stabilimento di Grevenbroick (Basso Reno) e di Lauta. A distinzione degli altri paesi, venne qui adoperata per la prima volta l'energia elettrica ottenuta con lignite. Il Reich nel 1937 completò gli stabilimenti funzionanti a carbone, costruendo gli impianti idro-elettrici sul fiume Nab presso Schwandorf, non senza aver messo sin da prima in opera la energia idraulica dell'Inn a Töging. Questo impianto fornisce oggi circa il 72% della produzione germanica. Il resto va attribuito alla fabbrica di alluminio a lignite della I. G. Farben a Bitterfeld nonchè alla fabbrica di alluminio ad energia idroelettrica di Rheinfelden (Baden), la quale appartiene, come del resto anche la fabbrica di allumina « Martinswerke » presso Colonia, al trust di Neuhausen. Delle trattative sono tuttavia in corso per togliere anche questi ultimi legami con la Svizzera. Nella Marca Orientale (Austria) al medesimo trust appartiene anche la fabbrica di alluminio di Lend (Salzburg) mentre la fabbrica Stee sul Lago di Halstatt è proprietà della Oesterreichische Kraftwerk A. G. Con la costruzione della Centrale dei Tauri e con la sistemazione del Danubio a grande via fluviale, come pure col risveglio del commercio col sud-est europeo e la scoperta di importanti giacimenti di caolino nella Marca Orientale bavarese è da prevedersi ad ogni modo che la produzione di alluminio in Germania ed anzitutto in Austria registrino una nuova e poderosa ascensione. Ma la produzione propria non basta a coprire la richiesta. Nel 1937 si dovettero importare 7150 t e nel 1938 non meno di 18.770 t provenienti in gran parte dal Canadà, dalla Svizzera, dalla Gran Bretagna e dalla Norvegia.

III. Paesi produttori di alluminio senza giacimenti propri di bauxite: tutti gli altri paesi produttori di alluminio sono privi di giacimenti di bauxite e devono perciò importare tale materia prima, oppure l'ossido di alluminio dall'estero. Questo vale oggi anche per l'Inghilterra e la Spagna, le cui riserve di bauxite sono ormai esaurite. In tutti questi paesi, quello che determina i luoghi scelti per la costruzione delle fabbriche, è anzitutto, oltre alle centrali idroelettriche, la loro situazione favorevole dal punto di vista dell'importazione. Questi paesi produttori di alluminio, assoggettati all'estero, potrebbero essere definiti come « Stati con abbondante energia elettrica » siti in posizione di traffico favorevole per la importazione delle materie principali ed ausiliarie. In tal senso, ciò che conta per la Svizzera e per la Spagna, è la vicinanza della Francia, per l'Inghilterra e la Scandinavia, il collegamento marittimo con i giacimenti di bauxite esteri trovantisi in prossimità delle coste; per il Canadà, a suo tempo, la vicinanza con gli Stati Uniti, mentre oggi questo Paese, come del resto il Giappone, è costretto a far assegnamento su importazioni d'oltre mare a lunghe distanze.

In *Isvizzera* abbiamo delle fabbriche di alluminio a Neuhausen sulla cascata del Reno ed a Chippis sul Rodano che sono sotto l'egida del Trust di Neuhausen. Sotto controllo di una società francese trovasi inoltre la fabbrica di Bourg (Vallese) e di una società inglese la fabbrica di Orsiéres (Vallese). Tutte queste fabbriche lavorano con ossido di alluminio proveniente in preponderanza dalla Francia. Il vantaggio della sua situazione centrale fornì alla Svizzera, che presto iniziò la valorizzazione delle proprie forze idrauliche, la possibilità di creare un'industria dei metalli leggeri, pur essendo priva di materie prime, allargando efficacemente l'esportazione svizzera in quanto gran parte della sua produzione viene destinata ai vicini stati europei. La Svizzera, pur essendo oggi tra i minori produttori (5%) della produzione mondiale, rimane invece uno dei maggiori fornitori (16%) del commercio mondiale. L'importanza internazionale di questo paese nell'economia mondiale dell'alluminio risiede però nel fatto che essa, per tradizione, occupa un posto direttivo nell'ambito dell'organizzazione politico-economica della produzione e del commercio dell'alluminio in quanto la « Alliance Aluminium Cie », che sta alla vetta delle società europee e canadesi, ha la sua sede in Basilea.

L'industria dell'alluminio in *Ispagna* ha sede in Sabiñanigo a nord di Huesca. Essa lavora in gran parte con ossido di alluminio di provenienza francese, per cui

TABELLA 3

Consumo mondiale di ossido di alluminio.

Paese	Esportazione	Importazione
Germania	**46.0**	—
Francia	27.2	0.0
Italia	18.4	1.4
Inghilterra	16.1	0.0
Ungheria	3.1	0.9
Norvegia	1.4	38.0
Svizzera	—	60.0
Austria	—	7.5
Spagna	—	**3.7**
Belgio	—	0.4
Canadà	—	0.1
Totale	112.2	112.0

Le cifre in neretto sono approssimative.

subì gravemente le conseguenze della guerra civile.

Le importazioni di bauxite in *Inghilterra* provengono dalla Francia e, ultimamente, anche dalla Grecia e dalla Guaiana britannica. Le fabbriche di allumina sono tutte situate in vicinanza della costa: a Larne Harbour, che continua la tradizione ancora di quei tempi in cui vi erano delle miniere di bauxite nell'Irlanda settentrionale: a Burtinsland presso Edinburg, a Ebburn presso Newcastle (qui si riconosce il fattore geografico determinante del carbone) a Dolgarroc Siding presso Llanwrst (Galles del Nord) e, dal 1938, a Newport (Galles del Sud).

La fabbricazione di ossido di alluminio supera il consumo interno e rifornisce (20.000 t) il Canadà e la Norvegia (2). La produzione dell'alluminio si sviluppa con sicurezza ma anche con sorprendente lentezza. I luoghi di produzione sono quelli delle centrali idroelettriche della Scozia aventi linee di comunicazione favorevoli con le fabbriche di ossido di alluminio e con Inverness quale porto d'arrivo della criolite groenlandese. Citiamo le seguenti località: Kinlochewe, Foyers Falls, Inverlochy e Fort William, nonchè Dolgarrog Siding. A causa della poca entità dell'estrazione l'importazione si rende necessaria ed il tonnellaggio della seconda supera quello della prima. Il paese fornitore in prima linea è il *Canadà*, la cui industria procede con maggior lena di quella della metropoli. Esso ha sede presso le Cascate di Shawanegan del fiume di San Maurizio e, dal 1938, anche a Arvida (Quebec). Sembra che essa voglia vieppiù staccarsi dall'influsso degli Stati Uniti. Così essa nel 1931 si associò al Cartello europeo e dal 1935 favorisce in misura sempre crescente le importazioni di bauxite dalla Guaiana britannica.

Così viene a completarsi in modo rimarchevole dal punto di vista geopolitico il circolo della economia imperiale britannica dell'alluminio. La Guaiana rifornisce di bauxite il Canadà e la metropoli; quest'ultima procura al Canadà l'ossido di alluminio affinchè questo in cambio possa di nuovo fornire l'alluminio all'Inghilterra. I rottami di alluminio vengono per lo più esportati dal Canadà negli Stati Uniti e nel Giappone.

Una delle industrie dell'alluminio più anziane è quella della Norvegia, dove convergono interessi canadesi, inglesi e francesi. Oltre alle bauxiti ed alle allumine acquistate all'estero, vengono lavorate, sin dal secondo decennio di questo secolo anche le labradoriti nazionali. Una fabbrica di ossido di alluminio trovasi a Notodden, e vi sono delle fabbriche d'alluminio a Notodden, a Eydehaven (cascata di Wigeland del fiume Ottern a nord di Cristiansand) nonchè a Tyssedal (nel Sörfjord, una diramazione del fjord di Hardanger). In Isvezia, la nuova industria dell'alluminio ha sede a Mansbo. Il consumo svedese in alluminio finora non ha potuto essere coperto dall'industria locale.

Un carattere speciale riveste la produzione di alluminio nel *Giappone*, anzitutto perchè essa in origine si basava sull'esclusiva lavorazione di aluniti coreane e da poco tempo soltanto è passata al processo di fabbricazione usuale, per il quale adopera bauxiti di provenienza indiana e greca; in secondo luogo, perchè una grande parte della materia prima (24%) consiste in rottami di alluminio rifusi, che rappresentano la maggioranza dell'importazione giapponese di alluminio, pur essendo questa attualmente in evidente diminuzione in seguito all'inizio della lavorazione della bauxite. La fusione dei rottami di alluminio viene compiuta in una quantità di piccole aziende famigliari, la quale cosa si dice che si ripercuota sfavorevolmente sulla qualità dell'alluminio così ricuperato. La fabbricazione dell'alluminio ebbe inizio nel 1933 con l'erezione della fabbrica di ossido di alluminio a Koyasu presso Yokohama e con la costruzione di una fabbrica di alluminio a Omachi (Nagano). Seguirono le fabbriche di alluminio di Ivasi e di Nichama, poi nel 1937 quelle di Takao sull'isola Formosa e, nel 1938, quella di Takaoka. In proprietà giapponese trovasi anche la fabbrica di alluminio di Kirin nel *Manciukuò*. Lì vengono utilizzate le aluniti di Fushun e la corrente elettrica delle forze idrauliche del Sungari.

Situazione dei mercati internazionali.

Nel periodo prebellico (1909-13) la produzione di alluminio raggiungeva circa 50.000 t mentre il consumo era alquanto superiore. Ciò stà a dimostrare che fin da allora l'alluminio aveva incominciato ad imporsi sempre più quale metallo di carattere economico e che con uno sviluppo naturale, il consumo diventa lo stimolo di una produzione sempre maggiore. In linea generale, la produzione ed il consumo, nell'ambito dei singoli complessi economici, stavano pressochè alla pari, ed il commercio mondiale rimaneva modesto.

Durante la guerra mondiale (1914-18) l'economia dell'alluminio è stata sottratta a tale sviluppo. Il consumo, spinto al massimo, aveva reso necessario un raddoppiamento della produzione senza esserne soddisfatto. Nello stesso tempo avvenne un notevole spostamento in queste industrie. La produzione europea crebbe soltanto di 2/3, quella americana invece di 4/3. D'altra parte, il consumo americano aumentò appena della metà e quello europeo di una volta e mezzo. Un quarto della produzione mondiale giungeva dall'America in Europa. La guerra ha fatto dell'alluminio una merce ambìta dal commercio internazionale.

Dopo la guerra, la produzione ed il consumo nei singoli paesi sono di nuovo allo stesso livello ed il commercio mondiale ritorna nei modesti limiti di un tempo. Contrariamente a quanto avvenne nel periodo prebellico e bellico, la produzione — per pura forza di inerzia — continua a precedere il consumo. Si ha prima una linea decrescente fino all'anno 1921, dove la crisi mondiale di smercio aveva raggiunto il suo punto massimo; tale decrescendo corrisponde ad una forte riduzione del prezzo. Ma la produzione limitata è ancora superiore del 35% a quella del 1913, mentre per gli altri metalli le

(2) Crediamo utile di rilevare quanto segue: se si confronta la complessiva produzione mondiale di alluminio con la complessiva produzione di bauxite risulta in media che per produrre una tonnellata di alluminio occorrono 7,5 t. di bauxite, ma per i singoli paesi risultano delle differenze considerevoli. Così p. es. negli Stati Uniti occorrono 6,2, nel Canadà 7,3, in Francia invece 10,7, in Germania 11,0 ed in Inghilterra 11 5 t. Queste differenze si spiegano anzitutto col fatto che gli Stati europei, anzichè rifornirne la propria industria dell'alluminio, procedono già all'esportazione di forti quantità dell'ossido di alluminio prodotto.

cifre post-belliche si sono ridotte considerevolmente, la qual cosa dimostra come l'alluminio, pur di recente introduzione, continuava ad imporsi sempre di più. Segue un forte aumento della produzione, la quale, nel 1929, raggiunge il sestuplo di quella d'anteguerra per ridursi di nuovo nel 1933 alla metà seguendo la situazione economica generale. Fino a tale punto la capacità produttiva supera ancora l'esitante sviluppo del consumo di modo che nel 1932 le riserve di mercato corrispondono quasi alla quantità di una produzione annuale. Il distacco fra la produzione ed il consumo è più forte in Europa che in America dove si passa più rapidamente a sostituire l'alluminio agli altri metalli, come per esempio, per le condutture elettriche a forti distanze. Se la produzione europea, ciononostante, segna un aumento, ciò avviene perchè essa, trascinata dalla politica degli Stati Uniti, crede di poter soltanto in questo modo resistere alla concorrenza del trust Mellon. Gli Stati europei cercano perciò di proteggersi con tariffe doganali elevate contro la pressione reciproca e si raggruppano nel 1926 nel cartello dell'alluminio il quale però rimane inefficace davanti alla potenza della grande produzione americana. Con lo scomparire della apparente prosperità economica scompare per sempre l'influsso preponderante dell'America (1930-33). La produzione americana di alluminio crolla contemporaneamente a quella dell'industria delle automobili persino al disotto dei più bassi livelli del 1921. La Europa invece è in grado di sopportarne meglio il contraccolpo e di riorganizzare di nuovo con forze proprie la sua industria dell'alluminio. Dal 1931 in poi la produzione europea supera quella americana. E' pertanto comprensibile che ora, inversamente, il trust Mellon venga ad associarsi all' Alleanza europea per il tramite dell'industria canadese.

L'ultima fase decisiva s'inizia nel 1933. L'alluminio ha superato definitivamente il lungo periodo di prova. Con la rianimazione dell'economia internazionale e con la nuova ondata di riarmo la produzione assume delle proporzioni gigantesche sebbene essa oggi ancora sia al di sotto della richiesta, come già a suo tempo. Con l'evoluzione politica la Germania diventa il paese più importante in Europa e, nel 1938, è persino il primo paese produttore del mondo avendo superato gli Stati Uniti. Lo scomparire inoltre di una pressione prettamente monopolistica sulla produzione toglie il terreno alla creazione di nuove industrie in Russia, Svezia, Ungheria, Jugoslavia e Giappone. Il consumo diventa però sempre più generale assicurando ora anche al commercio una piattaforma più larga, e ponendo accanto ai mercati interni tenuti gelosamente isolati per tradizione, anche il mercato mondiale in misura sempre crescente. Poichè tale sviluppo va di pari passo con l' evoluzione tecnica dalla lavorazione esclusiva della bauxite all' impiego di argille ordinarie, spunta per l'industria internazionale dell'alluminio la prospettiva di un ulterore sviluppo poderoso, nel senso del compito assegnato dalla natura ai metalli leggeri di diventare i metalli più usati, così come sono anche quelli più diffusi.

TABELLA 4

Produzione, commercio e consumo mondiali di Alluminio in 1000 tonn. (1).

	Produzione									Esportazione	Importazione	Consumo	Produzione	Consumo
	1909/1913	1914/1918	1919/1923	1924/1928	1929/1933	1934	1935	1936	1937	1937	1937	1937	1938	1938
Con eccedenza di Bauxite propria :														
Francia	9.9	9.7	10.5	21.8	20.1	15.1	22.0	26.5	34.5	7.0	0.2	28.0	43.0	33.0
Italia	0.2	1.3	1.2	2.4	10.4	12.8	13.8	15.9	22.9	0.0	3.5	26.0	28.0	28.0
Ungheria	—	—	—	—	—	—	0.3	0.8	1.2	0.0	0.4	.	**2.0**	.
Jugoslavia	—	—	—	—	—	—	—	0.1	0.3	0.2	0.1	.	**1.5**	.
Con Bauxite propria sufficiente :														
Russia (U. R. S. S.)	—	—	—	—	1.1	14.4	24.5	37.9	45.0	—	2.5	47.0	**50.0**	56.0
Con importazione complementare di Bauxite :														
Germania	0.5	10.2	12.6	27.1	25.7	37.2	70.8	97.2	127.5	1.3	7.2	132.0	180.0	175.0
Austria	3.3	4.9	2.9	3.2	2.7	2.1	2.5	3.0	4.1	3.1	0.0	0.9		
Stati Uniti	13.0	41.8	47.5	73.5	74.5	33.6	54.1	102.0	132.8	2.2	20.3	154.0	110.0	100.0
Privi di Bauxite propria :														
Canadà	3.7	10.1	11.0	19.1	26.7	15.7	21.4	26.9	42.6	44.0	1.8	7.5	55.0	1.4
Norvegia	0.3	4.8	6.4	22.3	22.2	15.3	15.0	15.4	23.0	21.6	0.1	.	26.0	.
Svizzera	6.7	13.5	12.4	20.6	13.9	8.2	11.7	13.4	25.0	13.6	2.9	13.0	28.0	14.0
Inghilterra	5.8	7.5	7.5	9.1	11.3	12.9	15.1	16.5	19.4	4.0	32.1	49.0	24.0	65.0
Giappone	—	—	—	—	—	0.7	4.7	7.5	10.5	—	10.7	22.0	**17.0**	56.2
Svezia	—	—	—	—	—	0.3	1.8	1.8	1.8	0.1	2.9	4.5	**2.0**	4.4
Spagna	—	—	—	0.1	1.1	1.2	1.3	0.7	0.4	—	—	.	**0.5**	.
Altri paesi	—	—	—	—	—	—	—	—	—	4.3	22.0	17.8	—	26.0
Nel mondo complessivamente :	43.1	103.8	112.0	199.2	209.7	169.5	259.0	365.4	491.0	101.4	106.7	501.7	567.0	559.0

(1) Le cifre in neretto sono approssimative. — Fonti: vedi tabella 2, produzione ecc. di bauxite.

NOTIZIARIO TECNICO

Nuovo testo unico di legge tedesco per il divieto d'impiego dei metalli d'importazione in elettrotecnica

Abbiamo a suo tempo pubblicato l'ordinanza germanica numero 32 del 25 giugno 1935 relativa all'impiego dei metalli comuni nell'Elettrotecnica, ordinanza che stabiliva i campi d'impiego dell'alluminio e sue leghe, in luogo del rame e leghe di rame, nell'elettrotecnica.

Tale ordinanza n. 32, che è entrata in vigore da 4 anni, e rappresentava un vero testo unico nell'impiego dell'alluminio nell'elettrotecnica, viene ora sostituita da una ordinanza (32 a) del 24 giugno 1939, *che allarga, approfondisce e precisa l'impiego dei metalli d'importazione nell'elettrotecnica.*

La nuova ordinanza stabilisce divieti d'impiego pel rame, nichel, cromo, cobalto e loro leghe, per il piombo e leghe di piombo, per lo stagno e leghe di stagno, per lo zinco e leghe di zinco, per il cadmio e leghe di cadmio e pel mercurio, tanto per conduttori nudi od isolati e rivestiti comunque, quando per parti di macchine od apparecchiature od installazioni per l'elettrotecnica.

La Germania prosegue senza esitazioni per la sua strada, onde ridurre al minimo l'impiego dei metalli che deve importare; e risulta per noi interessantissimo studiare la nuova regolamentazione tedesca, in confronto alla precedente, ed al decreto italiano del 29 novembre u. s. sui divieti d'impiego del rame e sue leghe nei conduttori elettrici.

Diamo in appresso il testo integrale del decreto tedesco, ma vogliamo prima indicare qualcuno dei campi nuovi in cui in Germania viene vietato l'impiego dei metalli d'importazione.

A) - DIVIETI D'IMPIEGO DEL RAME, NICHEL, CROMO, COBALTO E LORO LEGHE.

1) Conduttori nudi ovvero rivestiti per linee aeree e per correnti forti. *L'ordinanza 32a comprende tutti i conduttori per correnti forti, senza limite di tensione e di sezione, ivi compresi i conduttori di parafulmini, le antenne radio,* i conduttori di contatto *per elettrotrazione o altri scopi, e i giunti per rotaie, apparecchi di sollevamento, di trasporto e per ferrovie.*

L'ordinanza tedesca precedente specificava l'esclusione dei conduttori di contatto *e dei giunti.*

Il decreto italiano esclude altresì i conduttori di contatto, i conduttori di collegamento per rotaie (giunti), ed i conduttori di linee aeree di sezione inferiore a 16 mm², nonchè quelli occorrenti nell'interno degli edifici.

Si vede come sia totalitario il nuovo decreto tedesco, e come venga a sancire un notevole progresso avutosi negli ultimi anni, nell'impiego dell'alluminio anche in campi dove le applicazioni parevano assai difficili (*conduttori di contatto, conduttori per installazioni domestiche*).

In Italia a tale riguardo siamo appena ai primi timidi tentativi di prove.

2) Cavi e conduttori isolati. *L'ordinanza tedesca comprende tutti i cavi per corrente forte per qualsiasi tensione e sezione, nonchè i fili per segnalazione di più che* 0,5 *di diametro, ed i conduttori per autoveicoli.*

Il decreto italiano esclude attualmente i cavi di sezione inferiore ai 16 mm² e quelli destinati agli impianti elettrici a bordo di veicoli.

3) *L'ordinanza comprende le armature e rivestimenti qualsiasi dei cavi e conduttori, i manicotti e tubi di protezione, i bocchettoni, le trecce, e tutti gli altri accessori.*

4) *L'ordinanza comprende anche le sbarre e avvolgimenti per elettromagneti, bobine di reattanza, piccoli trasformatori, avvolgimenti rotorici per motori asincroni, bobine per la corrente principale di macchine a c. c., controller, banchi per tarature, archetti di contatto, resistenze per correnti forti, di regolazione avviamento e riscaldamento.*

Si tratta di una serie di decreti che rientrano nel campo del macchinario o in applicazioni in cui non esistono prescrizioni in Italia.

5) *L'ordinanza comprende gli elementi costitutivi di corpi illuminati, fanali e proiettori; dai riflettori propriamente detti ai piedistalli, bracci portalampade, tubi, apparecchiature, agli sportelli, maniglie ed accessori per pali e sostegni per l'illuminazione stradale.*

Sono noti al riguardo i procedimenti speciali di ossidazione anodica dell'alluminio, (ad es. il procedimento alzak) che permettono di sostituire con vantaggio tecnico ed economico l'alluminio agli altri metalli, cromati o nichelati, ed agli specchi argentati, ed il largo sviluppo dell'ossidazione anodica in Germania.

6) *Apparecchi elettrici e accessori, come ferri da stiro, piastre riscaldanti, parti di ventilatori, aspirapolvere, asciugacapelli, scatole e carcasse, conduttori di collegamento negli apparecchi elettrodomestici; dispositivi di raffreddamento (canali, cassoni, diaframmi, armature, tubi).*

7) *Elementi per collegamenti come viti, bulloni, dadi, morsetti anche se sotto corrente; parti ed accessori di macchine, carcasse, supporti, cuscinetti, bronzine, lamiere, ringhiere, tubi, alberi, ecc.*

8) *Elementi per segnalazioni a distanza, per misura, schermi, e spinterometri.*

B) - DIVIETI D'IMPIEGO DEL PIOMBO E LEGHE DI PIOMBO.

Viene vietato l'impiego del piombo nei mantelli per cavi multipli con conduttori rotondi di sezione superiore ai 16 mm², nei mantelli dei cavi per interno, per conduttori protetti, nelle schermature ecc.

E' pure vietato l'impiego nei rivestimenti e tubazioni per bagni elettrolitici, recipienti per accumulatori, per protezioni, chiusure stagne, ecc., per zavorre e pesi, pei piombini, per corpi illuminanti, per accumulatori per impianti radio e piccoli accumulatori, per il fissaggio degli isolatori.

Come è noto la Germania produce meno di un terzo del suo fabbisogno di piombo; ma anche in Italia l'importazione è considerevole e tali divieti devono essere attentamente esaminati nel nostro paese. In molti casi l'alluminio potrebbe sostituire il piombo (es. nei mantelli per cavi, in certe chiusure di sicurezza, per le quali potrebbe impiegarsi l'alluminio ad altissima purezza per la sua plasticità, nelle schermature ecc.).

C) - DIVIETO D'IMPIEGO DELLO STAGNO E LEGHE DI STAGNO.

E' fatto divieto dell'impiego nei mantelli pei cavi, nei rivestimenti, ed anche nel materiale di saldatura, qualora lo stagno superi il 40% in percentuale.

D) - DIVIETO D'IMPIEGO DEL CADMIO E LEGHE DI CADMIO, IN QUALSIASI FORMA.

E) - DIVIETI D'IMPIEGO DELLO ZINCO E LEGHE DI ZINCO.

F) - DIVIETI D'IMPIEGO DEL MERCURIO E LEGHE DI MERCURIO.

Detti divieti non hanno interesse per l'Italia, dove si deve cercare invece di incrementare l'impiego dello zinco e sue leghe e del mercurio nelle applicazioni elettrotecniche.

Si sta attualmente estendendo da noi l'impiego dello zinco iperpuro nei conduttori interrati di messa a terra, nelle reti di terra, ecc.

Un esame accurato del testo del decreto tedesco dimostrerà quanto è stato fatto in Germania per le realizzazioni autarchiche, nel campo dell'elettrotecnica, e quanto potremo e dovremo fare anche nel nostro paese.

* * *

DIVIETO D'IMPIEGO DEI METALLI D'IMPORTAZIONE NELL'ELETTROTECNICA.

Ordinanza 32a *del* 24 *Giugno* 1939

del Centro di Controllo per i metalli, per la Germania e regioni tedesche

concernente: L'IMPIEGO DI METALLI NELL'ELETTROTECNICA.

In base al Decreto sul traffico delle merci del 4 Settembre 1934 — Reichsgesetzblatt (« Gazzetta Ufficiale » del Reich) I pag. 816 — in appendice al Decreto del 28 giugno 1937 (Reichsgesetzblatt I pag. 761), visto il Decreto sull'istituzione dei « Centri di Controllo » del 4 Settembre 1934 (Deutscher Reichsanzeiger e Preussischer Staatsanzeiger n. 209 del 7 Settembre 1934) con l'approvazione del Ministro dell'Economia del Reich, viene decretato:

§ 1 - CAMPO DI VALIDITA'.

Le prescrizioni di questo Decreto riguardano l'IMPIEGO DEI METALLI NELLA ELETTROTECNICA. Esse valgono per i prodotti, e rispettivamente gli impianti, indicati nei § 3-17, solo *in quanto questi trovino impiego nella elettrotecnica oppure per uno scopo tecnico-economico della stessa natura.*

§ 2 - PRESCRIZIONI PRELIMINARI.

Le prescrizioni del Decreto 46 del « Centro di Controllo » per metalli concernenti il divieto d'impiego per Metalli, del 22 giugno 1939 (Deutscher Reichsanzeiger e Pressischer Staatsanzeiger n. 147 del 29 giugno 1939) valgono come prescrizioni preliminari e con ciò come facenti parte del presente Decreto.

§ 3 - DIVIETO D'IMPIEGO PER IL RAME, NICHELIO CROMO, COBALTO E LORO LEGHE.

Rame, nichelio, cromo, cobalto e *loro leghe,* in qualunque forma e in qualunque grado di lavorazione, anche in forma di placcatura, rivestimenti ed altri apporti superficiali di metallo, *non possono più essere impiegati* per la fabbricazione dei prodotti, e rispettivamente degli impianti e loro parti, sottoindicati:

A - *Conduttori nudi e isolati.*

1) Linee industriali all'aperto (per correnti forti) a qualsiasi tensione (conduttori nudi, rivestiti o isolati). Fanno eccezione i morsetti per il collegamento dell'alluminio al rame.
2) Conduttori di collegamento delle rotaie, per apparecchi di sollevamento, per macchinario di trasporto e ferrovie.
3) Linee di contatto (per ferrovie, tramvie, ecc.). Fanno eccezione le linee di contatto mobili nelle miniere a cielo scoperto e le linee di contatto in miniere sotterranee.
4) Linee di contatto (per gru, macchinario fisso, contatti striscianti per la presa di corrente). Fanno eccezione le linee di contatto per impianti sotterranei.
5) Conduttori per il neutro e linee di protezione (condutture di terra e a potenziale nullo) in posa stabile, anche se rivestite.
7) Impianti di protezione contro il fulmine.

B - *Cavi e condutture.*

1) Cavi per correnti forti.
2) Conduttori isolati per posa fissa, con una sezione di 1,0 mm² e oltre
3) Fili per segnalazioni a distanza con 0,5 mm di diametro e oltre. Fanno eccezione i fili negli impianti telefonici e di avvisatori d'incendio, nonchè quelli per impianti sotterranei.
4) Conduttori per autoveicoli. Fanno eccezione i conduttori di accensione.

Cavi e condutture in esecuzione contraddittoria ai divieti d'impiego 1-4 si possono usare solo in seguito a previa autorizzazione scritta del « Centro di controllo per i Metalli », anche se questi provengono dall'Estero o sono stati prodotti già prima dell'entrata in vigore dei presenti divieti d'impiego, rispettivamente durante il periodo di passaggio considerato al § 4.

Fa eccezione la posa di conduttori per ambienti umidi di 10 mm² di sezione e inferiore, purchè questa specie di conduttore sia obbligatoria secondo le norme del VDE.

C - *Accessori per cavi e conduttori.*

1) Armature per cavi e conduttori per correnti forti, come pure per isolatori passanti, isolatori portanti e di qualunque altro genere.
2) Tubi di protezione flessibili e comuni.
3) Trecce per cavi e conduttori per posa stabile.
4) Bocchettoni per il passaggio di cavi e conduttori.

D - *Sbarre conduttrici, avvolgimenti e contatti.*

1) Sbarre conduttrici di qualunque forma di sezione, con sezioni di almeno 75 mm², come pure i loro elementi di collegamento e fissaggio. Fanno eccezione sbarre conduttrici a bordo di navi, all'interno di generatori, motori, trasformatori, raddrizzatori e convertitori, forni interruttori e apparecchi.
   Fa eccezione inoltre, per le sbarre di impianti a bassa tensione in esecuzione blindata, l'impiego di rame come rivestimento, se lo spessore del rivestimento non è superiore al 20% dello spessore totale del pezzo.
2) Intelaiature per tavoli di taratura dei contatori.
3) Archetti di contatto per prese di corrente.
4) Avvolgimenti per:
   a) elettromagneti da sollevamento,
   b) bobine di reattanza senza ferro,
   c) elettromagneti da freno,
   d) bobine per la corrente principale delle macchine a corrente continua,
   e) avvolgimenti rotorici per motori asincroni con rotore in corto circuito a gabbia da 20 kW e meno fino a 1500 giri al 1'.
   f) bobine per teleruttori,
   g) piccoli trasformatori, per es., per impianti fissi di illuminazione, campanelli, giocattoli e simili.
5) Controller per corrente trifase.

E - *Elementi costitutivi di corpi illuminanti, fanali e proiettori.*

1) Pendoli, aste di sospensione, tubi, parti in nastro e in lamiera.
2) Intelaiature di filo metallico per schermi.
3) Getti di ogni genere.
   Fa eccezione l'impiego dell'ottone in getti ottenuto da per lo meno l' 80% di ottone vecchio (rottami di ottone) oppure di cascami di ottone con un contenuto di rame al massimo del 63% per:
   a) piccoli pezzi di collegamento e di chiusura;
   b) piedestalli, bracci, parti mediane e baldacchini di corpi illuminanti, con prezzo lordo di vendita di almeno 75 RM., senza paralumi, vetri e lampade a incandescenza.
4) Manicotti, fondi, coperchi e altre parti costitutive di fanali a torcia, a mano, tascabili e da bicicletta, di ogni specie, alimentati con pile a secco.
5) Carcasse di lampade per illuminazione stradale, proiettori e riflettori con sorgente luminosa elettrica, compresi gli anelli di ritegno del vetro e i portafanale.
6) Apparecchiature per l'illuminazione interna dei veicoli.
7) Riflettori di ogni genere per apparecchi d'illuminazione, di irraggiamento termico, di riscaldamento e proiettori.
8) Portalampade di ogni genere, anche parti in tensione. Fanno eccezione le parti percorse da corrente.
9) Manicotti di ogni genere, muffole, supporti.

10) Sportelli per pali portafanali e maniglie per porte. Fanno eccezione:
 a) a posizione 1, 3 e 8 l'impiego dell'ottone sotto forma di rivestimento galvanico,
 b) a posizione 1, l'impiego dell'ottone in forma di placcatura, se lo spessore del rivestimento non è superiore al 20% dello spessore totale del pezzo.
 c) a posizione 7 l'impiego del rame in forma di placcatura, se lo spessore dello strato di rivestimento non è superiore al 2% dello spessore totale del pezzo.

F - *Apparecchi elettrici e accessori.*

1) Alette, carcasse e reticelle di protezione di ventilatori.
2) Aspirapolvere, macchine per il taglio dei capelli, asciugacapelli, (docce d'aria calda), rasoi, accendigas e accendisigari. Fanno eccezione le parti che portano corrente.
3) Elementi di piastre per cucine elettriche e apparecchi termici.
4) Ferri da stiro. Fanno eccezione le parti che portano corrente.
5) Carcasse o tamburi di macchine per lavare ed essiccatoi centrifughi per biancheria.
6) Impregnature e armature di apparecchi domestici e termici.
7) Portaspazzole, scatole, ponticelli e molle per spazzole.
8) Elementi di valvole fusibili in pezzo unico, da 15 A e meno.
9) Scatole per apparecchi e interruttori per installazioni. Fanno eccezione le parti che portano corrente e i contatti di protezione.
10) Telai portalastre per apparecchi a raggi Röntgen.
11) Cappe e piattine di contatto per batterie a secco.
12) Volani per macchine a volano per produzione luce e di accensione.
13) Carcasse per macchine di produzione luce.
14) Sirene, tergicristallo, frecce di segnalazione. Fanno eccezione le parti che portano corrente.
15) Conduttori di collegamento negli apparecchi elettro-domestici, grandi cucine elettriche e simili. Fanno eccezione:
 a) per le macchine per taglio capelli, asciugacapelli (soffiatori d'aria calda) e rasoi di cui a posizione 2, l'uso del cromo in forma di rivestimento galvanico,
 b) per posizione 11 e 15 l'uso del rame in forma di rivestimento ad immersione o galvanico.

G - *Elementi di collegamento e di fissaggio.*

1) Fascette per tubi e manicotti isolanti.
2) Viti, bulloni e dadi (anche se sotto tensione). Fanno eccezione collegamenti con viti che in esercizio portano corrente.
3) Dadi per candele di accensione e ad incandescenza.
4) Morsetti di allacciamento per accumulatori.
5) Occhielli saldati e piccoli capicorda.
6) Chiodi ribaditi e chiodi cavi ribaditi non sotto corrente.
7) Spine di sicurezza per i ferri porta-isolatore.
 Per la posizione 5 fa eccezione l'uso del rame o dell'ottone come rivestimento galvanico o come placcatura, se lo spessore dello strato di rivestimento non è superiore al 20% dello spessore totale del pezzo.

H - *Apparecchi per segnalazione a distanza, per misura e spinterometri.*

1) Dischi combinatori per apparecchi telefonici.
2) Microtelefoni. Fanno eccezione le parti che portano corrente.
3) Campanelli.
4) Condensatori rotanti.
5) Apparecchi di presa e di riproduzione sonora. Fanno eccezione le parti che portano corrente.
6) Orologi elettromagnetici e orologi sincroni. Fanno eccezione le parti che portano corrente.
7) Conduttori di collegamento all'interno di apparecchi di misura e spinterometri.
8) Schermi di ogni genere. Fanno eccezione:
 a) per la posizione 4 l'uso del rame e dell'ottone in forma di rivestimento galvanico o placcatura, se lo spessore dello strato di rivestimento non è superiore al 20% dello spessore totale del pezzo.
 b) per la posizione 7 l'uso dell'ottone e inoltre l'uso del rame come rivestimento galvanico o placcatura se lo spessore dello strato di rivestimento non è superiore al 20% dello spessore totale del pezzo.

I - *Parti e accessori di macchine, apparecchi e utensili.*

1) Carcasse, supporti e coperchi per supporti.
2) Bronzine senza rivestimento in metallo bianco per organi di movimento, di manovra e di inserzioni comandati a mano.
3) Cuscinetti e bronzine come corpi di appoggio di parti in metallo bianco.
4) Tubazioni, compresi i pezzi di collegamento e di raccordo per acqua, aria, olio e fluidi vari, come pure per trasmissioni di notizie.
5) Elementi di manovra e di servizio come pure armature di qualsiasi genere.
6) Assali e alberi.
7) Lamiere di protezione e di copertura, cancelli di protezione e di copertura di ogni genere, ringhiere e intelaiature.
8) Costruzioni di sostegno, di ritegno e di ancoraggio di ogni genere, come pure incastellature, cavalletti e guide.
9) Targhette, scale, quadranti, lancette, lettere dell'alfabeto e numeri.

K - *Dispositivi di raffreddamento.*

1) Carcasse e armature per dispositivi di raffreddamento.
2) Lamiere e canali di scolo per ghiaccio e acqua di sgelo, cassoni, pareti intermedie, piastre interne e grate di dispositivi di raffreddamento.
3) Complessi e armature di dispositivi di raffreddamento.

L - *Resistenze per correnti forti*

1) Resistenze di avviamento.
2) Resistenze riscaldanti per forni e apparecchi termici.
3) Resistenze di regolazione per impianti di galvanoplastica e galvanostegia.

§ 4 - Periodi di transizioni

Per la completa esecuzione delle disposizioni emanate al § 3 valgono i seguenti periodi di transizione:

I Per conduttori con 25 mm² di sezione e meno, il divieto di posa di cui al § 3 B II entra in vigore il 1 maggio 1940.

II Per tutti gli altri divieti riportati al § 3 è consentito un periodo di transizione per l'Austria e la regione dei Sudeti fino al 30 Settembre 1939.

III Per le vecchie province del Reich i seguenti divieti rilevati dal § 3, entrano in vigore senza alcun periodo di transizione
 A 1, 5, 6, 7
 B I 1 per cavi a bassa tensione con sezione superiore a 6 mm²
 B I 2 per sezioni oltre 25 mm²
 B I 3
 B I 4 per sezioni superiori a 25 mm²
 B II per cavi ad alta e bassa tensione con sezioni superiori a 6 mm²
 D I per sezioni di 100 mm² e oltre, 3, 4 a
 E 5 ad eccezione degli anelli di ritegno dei vetri
 E 6 fino a 10
 F I
 F II per aspirapolvere
 G 4
 H 1
 J I fino a 5, e 7 fino a 9
 K 1 e 2
 K 3 per impianti che sono riempiti con acqua, aria o ammoniaca come mezzo frigorifero.

IV Per tutti i divieti non riportati sotto I o III viene concesso per le vecchie province del Reich, un periodo di transizione fino al 30 Settembre 1939.

§ 5 - Divieti d'impiego per il piombo e leghe di piombo.

E' vietato l'uso del piombo e delle leghe di piombo in qualsiasi forma e in qualsiasi grado di lavorazione, anche sotto forma di placcature e rivestimenti e altri strati superficiali, per la fabbricazione dei seguenti prodotti, rispettivamente impianti e loro parti:

A - *Cavi e conduttori.*

1) Mantelli per cavi multipli con conduttori rotondi, non importa di che materiale, con sezione dei singoli conduttori superiore a 16 mm^2 per tensioni inferiori a 15 kV.
Fanno eccezione i cavi multipli con conduttori massicci rotondi con una sezione dei singoli conduttori di 35 mm^2 e inferiore, così pure i cavi multipli con isolamento in gomma.
2) Mantelli per conduttori, simili a cavi, per cavi di comando e di segnalazione, per interno, per cavi per interno in genere, così pure per cavi per impianti di gru.
3) Mantelli per cavi interni negli impianti di segnalazione.
4) Schermature per cavi e conduttori.
5) Targhette di contrassegno per cavi.
6) Nastri per protezione di cavi.

B - *Rivestimenti, tubazioni, chiusure stagne e dispositivi di protezione.*

1) Rivestimenti e tubazioni per impianti elettrolitici e per bagni galvanici.
2) Rivestimenti di recipienti per accumulatori.
3) Chiusure stagne di apparecchi e impianti.
4) Dispositivi di protezione negli impianti Röntgen.

C - *Zavorre, pezzi di congiunzione e corpi illuminanti.*

1) Pesi e zavorre d'ogni genere, come pure masse per l'equilibratura statica e dinamica.
2) Pezzi di congiunzione e di fissaggio.
3) Piombi per piombature.
4) Corpi illuminanti e lampade.

D - *Accumulatori e isolatori.*

1) Accumulatori per impianti radio e piccoli accumulatori.
Fanno eccezione gli accumulatori radio e piccoli dei seguenti tipi e pesi:

2	Volt	14	Ah.	1,00	kg.
4	»	14	»	2,00	»
2	»	17	»	1,10	»
2	»	28	»	1,75	»
4	»	28	»	3,50	»
2	»	42	»	2,50	»

se per le piastre è impiegato piombo indurito con un contenuto in antimonio non superiore all' 8% e per i pali e ponti di collegamento tra elemento ed elemento, piombo indurito con un contenuto in antimonio non superiore al 6%. Questo dato sul contenuto di metallo vale per piombo indurito e ossido di piombo insieme. E' ammissibile una tolleranza di peso di + 4%.
2) Fissaggi d'isolatori d'ogni specie.

§ 6 - Periodi di transizione.

Per la completa esecuzione delle disposizioni di cui al § 5 valgono i seguenti periodi di transizione:

I Per tutti i divieti riportati al § 5 per l'Austria e la regione dei Sudeti viene concesso un periodo di transizione fino al 30 Settembre 1939.

II Per le vecchie province del Reich i seguenti divieti del § 5 entrano in vigore senza alcun periodo di transizione:
A 1 e 5
B 4 per rivestimenti di pareti e soffetti
C 1 e 3
D 2.

III Per tutti i divieti non riportati sotto II, nelle vecchie province del Reich, sarà consentito un periodo di transizione fino al 30 Settembre 1939.

§ 7 - Divieto d'impiego dello stagno e delle leghe di stagno.

A. Stagno e leghe di stagno in qualunque forma e grado di lavorazione anche in forma di placcature e rivestimenti e altri strati superficiali, non si possono più usare per la fabbricazione dei sottoelencati prodotti, rispettivamente impianti e loro parti:
1) Mantelli per cavi.
2) Getti di qualsiasi specie.
3) Rivestimenti di fusione di qualsiasi genere.
4) Elementi di costruzioni e fili.
Fanno eccezione i fili per valvole fusibili.
Fanno eccezione inoltre:
a) l'impiego dello stagno o leghe di stagno come rivestimento o altri strati superficiali per elementi di costruzioni, qualora una prescrizione di legge richieda tale uso.
b) l'impiego di leghe di stagno con un tenore in stagno al massimo del 40%, in forma di rivestimento e altri strati superficiali per elementi di costruzioni che vengono saldati, e per fili di rame con un diametro di 0 3 mm e oltre.

B. Stagno e stagno per saldatura (anche in unione con sostanze ausiliarie) con un tenore di stagno superiore al 40%, o altre leghe di stagno (compreso Mischzinn (è una lega di rame)) con un tenore di stagno superiore al 40%, non devono più essere usati per saldature, a meno che non esistano prescrizioni di legge per l'uso di un mezzo saldante con alto tenore di stagno.

§ 8 - Periodi di transizione.

Per l'esecuzione completa delle disposizioni di cui al § 7 valgono i seguenti periodi di transizione:

I per tutti i divieti di cui al § 7 per l'Austria e la regione dei Sudeti è consentito un periodo di transizione fino al 30 Settembre 1939.

II Per le vecchie province del Reich i seguenti divieti di cui al § 7 entrano in vigore senza alcun periodo di transizione:
A 1
A 4 per fili
B

III Per tutti gli altri divieti non riportati sotto II, per le vecchie province del Reich è concesso un periodo di transizione fino al 30 settembre 1939.

§ 9 - Divieti d'impiego dello zinco e leghe di zinco.

Zinco e leghe di zinco in qualunque forma, in qualunque grado di lavorazione, anche sotto forma di placcature, rivestimenti e altri strati superficiali non si devono più impiegare per la fabbricazione dei sottoelencati prodotti, rispettivamente impianti e loro parti:

1) Mantelli per cavi e conduttori per ambienti umidi.
2) Recipienti di batterie con uno spessore di lamiera superiore a 1,5 mm.
3) Pali, bracci, traverse, paline da tetto .
4) Graticci e ballatoi per pali.
5) Intelaiature per impianti elettrici all'aperto.
6) Tubazioni per aria compressa.
7) Appoggi, cerniere, maniglie, piedi a cerchioni delle macchine per lavare a cilindri, delle macchine centrifughe per asciugare la biancheria.

§ 10 - Periodi di transizione.

Per la completa esecuzione delle disposizioni emanate al § 9, valgono i seguenti periodi di transizione:

I Per tutti i divieti riportati sotto il § 9 per l'Austria e la regione dei Sudeti, è consentito un periodo di transizione fino al 30 Settembre 1939.

II Per le vecchie province del Reich è consentito un periodo di transizione fino al 30 Settembre 1939.

III Per tutti i divieti non riportati sotto II, per le vecchie province del Reich, è concesso un periodo di transizione fino al 30 Settembre 1939.

§ 11 - Divieti d'impiego per il cadmio e leghe di cadmio.

Cadmio e leghe di cadmio in qualunque forma ed in qualunque grado di lavorazione, anche in forma di placcature, rivestimenti e altri strati superficiali, non si devono più impiegare per le fabbricazioni di articoli elettrici e loro parti.

§ 12 - Periodi di transizione.

Per l'esecuzone completa delle disposizioni di cui al § 11, vale il seguente periodo di transizione:

Per tutti i divieti riportati al § 11, per le vecchie province del Reich, per la Marca Orientale e per la regione dei Sudeti, viene concesso un periodo di transizione fino al 30 Settembre 1939.

§ 13 - Divieti d'impiego del mercurio.

Il mercurio non può essere più usato per la fabbricazione dei sottoindicati prodotti e loro parti:

1) Contatti di chiusura per rotaie.
Fanno eccezione al massimo 30 gr di mercurio per ogni apparecchio.
2) Interruttori per giocattoli.
3) Interruttori per interruttori orari.
Fanno eccezione gli interruttori orari che sono immediatamente collegati a strumenti di misura.

§ 14 - Periodi di transizione.

Per la completa esecuzione delle disposizioni di cui al § 13, per le vecchie province del Reich, per la Marca Orientale e per la regione dei Sudeti, viene concesso un periodo di transizione fino al 30 Settembre 1939.

§ 15 - Divieti d'impiego per metalli del gruppo a IX e XI a XX.

I metalli del gruppo I fino a IX e del gruppo XI fino a XX, di cui a § 1 dell'ordinanza 27 a, concernente la contabilità di magazzino e rapporto situazione per metalli non nobili, del 20 giugno 1938 (Deutscher Reichsanzeiger u. Preussischer Staatsanzeiger N. 146 del 27 giugno 1938) in qualunque forma ed in qualunque grado di lavorazione, anche in forma di placcature, rivestimenti e altri strati superficiali, non si devono più impiegare per la fabbricazione dei sottoindicati prodotti, rispettivamente impianti e loro parti:

A - *Sbarre conduttrici.*

1) Sbarre conduttrici di qualunque forma di sezione, con sezioni da 500 mm² e oltre per impianti al coperto, come pure sbarre d'alimentazione di forni e di bagni elettrolitici.
Fanno eccezione:
   a) sbarre conduttrici per apparecchiature di manovra per impianti a bassa tensione in esecuzione aperta e blindata come pure quali linee di partenza di impianti ad alta tensione.
   b) Sbarre conduttrici nelle industrie del Cloro e dei Solfati come pure sbarre esposte direttamente ai gas dell'arco.

B - *Parti costitutive di ricevitori radiofonici, apparecchi per segnalazione a distanza e strumenti di misura.*

1) Costruzioni per sostegno, ritegno e fissaggio di qualunque forma, supporti, elementi necessari per la manovra, ruote coniche, puleggie a funicella, recipienti di condensatori per apparecchi radioriceventi.
2) Elementi di sostegno, di ritegno e di fissaggio di ogni genere per pezzi fissi di montaggio, carcasse e parti di manovra per apparecchi di segnalazione a distanza.
3) Costruzioni per sostegno, ritegno e fissaggi di ogni genere, ruote per trasmissione a catena e con funicella, tamburi per apparecchi scriventi, dispositivi di smorzamento, carcasse ed elementi per la manovra di apparecchi di misura a indice e a registrazione automatica.

C - *Apparecchi elettromedicali e lampade.*

1) Parti di sostegno, di ritegno e fissaggio di ogni genere, supporti e carcasse di apparecchi e impianti elettromedicali.
Fanno eccezione le parti che secondo le prescrizioni sono a contatto con l'umidità.
2) Lampade per gabinetti di lavoro per medici e per tavoli operatori.
Fanno eccezione le parti che portano corrente.

§ 16 - Periodi di transizione.

Per la completa esecuzione delle disposizioni di cui al § 15 valgono i seguenti periodi di transizione:

I Per tutti i divieti riportati al § 15 per l'Austria e la regione dei Sudeti, è concesso un periodo di transizione fino al 20 Settembre 1939.
II Per le vecchie province del Reich, i divieti di cui al § 15, entrano in vigore senza alcun periodo di transizione.

§ 17 - Divieti d'impiego secondo l'indicazione di norme (norme di trasposizione).

Per l'impiego di metalli per la fabbricazione di prodotti o parti che sono riportati nelle norme per navi mercantili sottoindicate, valgono le disposizioni di queste norme ai sensi § 10 del Decreto 46:

1 DIN HNA We 103 U
2 DIN HNA Lt 81 bis 87

§ 18 - Periodi di transizione.

Per la completa esecuzione delle disposizioni di cui al § 17, valgono i seguenti periodi di transizione:

Per tutti i divieti riportati al § 17, per le vecchie province del Reich per l'Austria e la regione dei Sudeti, è consentito un periodo di transizione fino al 30 settembre 1939.

§ 19 - Calcolo delle dimensioni.

A. Se lo spessore dello strato superficiale dei prodotti che cadono sotto le disposizioni della presente ordinanza, è dato con una determinata percentuale dello spessore totale del pezzo, in caso di rivestimento da più parti, si deve intendere questa percentuale come riferita alla somma degli spessori dei singoli strati di ricoprimento.
B. Quando per i prodotti che cadono sotto le disposizioni di questa ordinanza, sono date determinate dimensioni di conduttori (sezioni, diametri o simili), nel caso d'inserzione in parallelo il valore della dimensione totale si ricava dalla somma delle dimensioni dei singoli conduttori.

§ 20 - Sanzioni.

Contravvenzioni a questa ordinanza vengono punite in base ai paragrafi 10, 12 fino a 15 del Decreto riguardante il traffico delle merci.

§ 21 - Andata in vigore.

La presente ordinanza entra in vigore il giorno dopo la sua pubblicazione nel « Deutscher Reichsanzeiger und Preussischer Staatsanzeiger ».

Essa vale anche per la Marca Orientale e la Regione dei Sudeti.

Contemporaneamente viene annullata l'ordinanza 32 concernente l'impiego dei metalli (non nobili) nell'Elettrotecnica, del 25 giugno 1935 (Deutscher Reichsanzeiger e Preussischer Staatsanzeiger N. 165 del 18 luglio 1935).

Le disposizioni dell'ordinanza 40 concernenti strati superficiali di metalli (non nobili) e in special modo rivestimenti di nichelio, cromo e cobalto del 19 Novembre 1936 (Deutscher Reichsanzeiger e Preussischer Staatsanzeiger N. 274 del 24 Novembre 1936) non valgono più per i prodotti e per gli usi che sono oggetto, della presente ordinanza 32 a.

Berlino, 24 giugno 1939.

L'incaricato del Reich per i metalli
Zimmermann

Concorso a tre borse di studio presso l'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri

Milano - Via Principe Umberto, 18

Art. 1. — Nell'intento di approfondire le conoscenze tecniche intorno alle caratteristiche ed alle possibilità di impiego dei metalli leggeri e delle loro leghe, con la formazione di ricercatori e tecnici in conformità alle direttive autarchiche del Governo Fascista, l'Industria Nazionale Alluminio (I.N.A.), la Società alluminio Veneto Anonima (S.A.V.A.) e la Società Lavorazione Leghe Leggere (L.L.L.), istituiscono 3 borse di studio di L. 10.000 annue lorde per allievi che seguano i corsi di specializzazione e le esercitazioni di laboratorio presso l'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri del Consorzio Alluminio Società Anonima.

Art. 2. — Al concorso potranno partecipare gli aspiranti che si trovino nelle condizioni di aver conseguito in Università o Istituti Superiori del Regno uno dei seguenti titoli accademici:

a) laurea di ingegneria chimica,
b) laurea di chimica industriale,
c) laurea di chimica pura,
d) laurea di ingegneria industriale meccanica,
e) laurea di ingegneria industriale elettrotecnica,
f) laurea di fisica.

Gli aspiranti forniti dei titoli di studio sopra indicati dovranno avere conseguito una media delle votazioni di esame non inferiore a 85/100.

Sono esclusi dal concorso coloro i quali abbiano conseguito la laurea da più di 5 anni; abbiano superato il ventottesimo anno di età e non abbiano ancora soddisfatto agli obblighi di leva. La conoscenza delle lingue inglese e tedesca costituirà a parità di altri titoli, elemento di preferenza; gli aspiranti che si dichiarino in possesso delle condizioni sopra indicate saranno sottoposti ad un esame pratico costituito dalla traduzione di un testo scientifico.

Art. 3. — Gli aspiranti dovranno far pervenire alla Direzione dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri (Via Principe Umberto 18, Milano) entro il 31 dicembre 1939-XVIII, le domande in carta semplice scritte e sottoscritte di proprio pugno, con l'indicazione delle generalità e con l'indirizzo al quale dovranno essere inviate le eventuali comunicazioni. All'atto della presentazione della domanda dovrà essere documentato il possesso dei requisiti e l'osservanza delle condizioni di cui all'art. 2.

La data di presentazione delle domande e dei documenti è stabilita dal bollo a calendario apposto dall'Istituto ricevente.

Art. 4. — L'adempimento delle condizioni indicate negli articoli precedenti non vincola le Società ad accogliere le domande di ammissione al concorso.

L'esame dei titoli verrà eseguito dalla Commissione di cui all'articolo seguente, il parere della quale è insindacabile. Le assegnazioni dovranno, in ogni caso, essere limitate al numero di posti messi a concorso.

Art. 5 — Il giudizio sui titoli è formulato da apposita Commissione così composta:

a) il Presidente della Soc. I.N.A. o persona dallo stesso designata,
b) il Presidente della Soc. S.A.V.A. o persona dallo stesso designata,
c) l'Amministratore Delegato della Società L.L.L. o persona dallo stesso designata,
d) il Direttore del Gruppo A.S.A. - L.L.L.,
e) il Direttore dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri.

Potranno essere chiamati a far parte della Commissione, con parere consultivo, esperti delle lingue inglese e tedesca.

Art. 6. — A parità di merito, verrà data la precedenza:

a) agli orfani di guerra,
b) ai feriti o mutilati per la causa fascista o per la guerra etiopica, ai decorati al valore od ai promossi per merito di guerra,
c) ai coniugati in relazione anche al numero dei figli,
d) ai combattenti in A. O. I. che abbiano passato un periodo di almeno sei mesi in zona di operazioni,
e) agli iscritti al Partito Nazionale Fascista.

Art. 7. — Nel caso di rinuncia da parte degli aspiranti dichiarati vincitori, la Commissione potrà provvedere alla nomina di quegli aspiranti idonei che susseguono immediatamente in graduatoria i concorrenti rinunciatari.

Art. 8 — Gli aspiranti prescelti verranno ammessi alla frequenza dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri, osservandone l'orario fissato e le disposizioni regolamentari nello stesso vigenti. La borsa di studio di cui saranno aggiudicatari verrà ripartita in assegni mensili di L. 835.— lorde. Il corso di specializzazione avrà la durata di mesi 12.

Art. 9. — La frequenza potrà venire in ogni e qualsiasi momento sospesa dalla Direzione dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri, sia per motivi disciplinari, sia per scarsa applicazione o per insufficiente rendimento. Il provvedimento di sospensione implica la revoca della borsa di studio per la parte non ancora usufruita.

Art. 10. — Al termine del periodo di perfezionamento la Commissione di cui all'art. 5 procederà alla valutazione delle note informative emesse dalla Direzione dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri e rilascerà un attestato di frequenza al personale che abbia seguito il corso con profitto.

Art. 11. — In relazione all' esito conseguito le Società: S.N.A.L., S.A.V.A. e L.L.L. si riservano di rinnovare l'iniziativa anche negli anni successivi.

Milano, 15 settembre 1939-XVII.

Un elmo da pompieri norvegese in lega leggera

Un elmo da pompieri ha lo scopo di proteggere il capo del milite dagli urti di travi ecc. che precipitano; dalle scintille ed oggetti roventi; da metallo fuso e da acqua bollente, infine anche dalla folgorazione provocata da spezzoni pendenti di conduttori elettrici. L'elmo deve proteggere anche le orecchie, la fronte e la nuca. Il materiale deve resistere alle sollecitazioni meccaniche, al calore, al freddo ed all'acqua senza il minimo danno.

L'aluda di cuoio deve permettere di adattare l'elmo a seconda della grandezza variabile del capo, nè deve aderire strettamente all'elmo stesso. Si deve anche poter calzare la maschera antigas senza necessità di spostare il copricapo.



Fig. 1

Il cuoio finora usato per la confezione dei caschi non rispondeva a tutte queste esigenze, perciò l'Amministrazione della città di Oslo decise di esaminare alcuni elmi già in commercio: due diversi in lega leggera, due diversi in acciaio, due diversi in fibra, uno in sughero ed alcuni altri. Nessuno di questi elmi soddisfaceva completamente; o mancavano di resistenza meccanica, oppure di resistenza elettrica o infine erano troppo pesanti.

Furono perciò costruiti appositamente alcuni elmi da parte di una ditta norvegese. Le prove eseguite su tutti questi copricapi erano piuttosto severe. Essi erano disposti sopra una « testa di legno » unita ad una tavola mediante una robusta molla di acciaio (fig. 1). Indi da un'altezza di 8 metri si lasciavano cadere successivamente due differenti corpi contundenti: uno foggiato ad accetta, in legno rivestito di latta, del peso di kg 4,5, ed un altro similare foggiato a punta, del peso di kg 2,8. Questi due pesi corrispondono a quelli dei mattoni umidi e rispettivamente secchi.

Ogni elmo ricevette due colpi, uno di taglio (con il corpo contundente più pesante) di traverso sulla sommità della

cresta, uno di punta sulla parte sferica, col corpo più leggero.

I caschi d'acciaio e quelli in lega leggera resistettero nel miglior modo agli urti; le ammaccature non furono mai tali da toccare la testa, a differenza di un elmo in ottone che si ammaccò profondamente e di quelli in fibra, sughero e cuoio che addirittura si frantumarono. Si vide anche che la cresta protegge bene la parte superiore dell'elmo dagli urti verticali e che le creste in lamiera imbutita di lega leggera erano superiori alle creste gettate.



Fig. 2

In fig. 2 si possono osservare gli elmi dopo una prova di urto. Per orientamento diremo che i tre elmi di lega leggera pesavano rispettivamente 600, 860, 710 gr; quelli di acciaio pesavano rispettivamente 1080, 1100 g; uno in ottone 530 g e uno in cuoio 700 g; tutti, compresa la guarnizione di cuoio.

La resistenza elettrica fu pure esaminata avendo un'importanza pratica suffragata da varî casi di folgorazione.

A questo scopo si fecero delle misure delle tensioni di perforazione e del potere isolante fra la cresta di metallo lucidato e il lato interno dell'aluda di cuoio; si vide che la fibra ed il cuoio impiegati per i caschi, allo stato secco si perforarono ad oltre 3000 V. Gli elmi d'acciaio ed in lega leggera, verniciati, si perforarono a tensioni fra 38 e 60 V, il che non basta per proteggere dalla tensione della rete cittadina. Gli elmi in lega leggera ossidati anodicamente resistevano già meglio: con una pressione di contatto = 0,1 kg, la perforazione avveniva a circa 265 V; con la pressione di contatto di 4 kg, a soli 80 V.

Si presume che questo potere isolante sia sufficiente a proteggere dall'occasionale contatto con fili sotto tensione. Naturalmente per le tensioni maggiori, l'isolazione è affidata alla guarnizione interna di cuoio.

Come misura del potere isolante di quest'ultima si assunse la tensione di scarica fra la cresta e il lato interno della guarnizione di cuoio; la quale venne esaminata sia allo stato secco che inumidita di una soluzione al 2% di cloruro sodico. Si ebbe la scarica, per guarnizioni asciutte, a tensione variabile fra 2200 V (elmo di fibra) e 9400 V (lega leggera ossidata).

Con la guarnizione inumidita invece le scariche si producono a tensione molto inferiore, per la maggior parte degli elmi a meno di 1000 V; l'elmo di fibra non resse a 1700 V, quello di lega leggera non ossidata a 2000 V (qui però la guarnizione era verniciata e perciò non bene imbibita); colla lega leggera ossidata anodicamente si ebbe la scarica soltanto a 1500 V. A conclusione delle prove le Autorità di Oslo si decisero per l'elmo di lega leggera ossidato, il quale viene ottenuto per imbutitura da lamiere in lega 4 S (corrispondente alla lega Peraluman 2); spessore 1,25 mm. La lega 4 S contiene 1% di Mg, 1,25% di Mn e presenta le seguenti proprietà meccaniche:

	4 S semicruda	4 S cruda
Resistenza alla trazione . . .	22-25	26-30
Carico al limite di snervamento 0,2 % . . .	22	27
Allungamento % .	5	3
Durezza Brinell .	65	80

La pellicola di ossido viene tinta in azzurro-nero; la cresta è lucidata.

(V. « Aluminium », Berlino, luglio 1938).

NOTIZIARIO ECONOMICO

La produzione mondiale di alluminio tocca un nuovo massimo

La marcia iniziata in epoca relativamente recente dall'alluminio, verso la conquista di una posizione di netto predominio nel campo dei metalli non ferrosi, è proseguita nel 1938, ed ha condotto a nuovi vertici della produzione e del consumo. Le oscillazioni che, in armonia con l'andamento della congiuntura economica, hanno influenzato la produzione degli altri metalli non ferrosi maggiori, non si sono ripercosse su quella dell'alluminio, che dal 1933 in poi ha mostrato una continua ascesa.

Questa brillante posizione deve non solo attribuirsi all'importanza del principale metallo leggero nella vittoriosa lotta dell'uomo per la conquista dell'aria, ma anche alla sua qualità di potenziale equilibratore delle ricchezze minerarie e metalliche delle varie zone del mondo. Alcuni dei paesi meno ricchi di materiali non ferrosi, infatti, possiedono, come l'Italia, abbondanti riserve di bauxite che, intelligentemente sfruttate, portano alla progressiva sostituzione del prezioso rame; altre nazioni, cui la natura è stata avara di minerale sia dell'uno che dell'altro metallo, come la Germania, possono realizzare forti risparmi di valuta importando minerale di alluminio a basso costo, piuttosto che minerale cuprifero notevolmente più costoso.

Queste sono le ragioni per cui l'alluminio è sfuggito alla sorte comune degli altri maggiori metalli non ferrosi (rame, piombo, zinco, stagno), la cui produzione ha segnato dalla metà del 1937 a tutto il 1938 una sensibile diminuzione. Il leggero metallo, invece, ha continuato la sua ascesa: la produzione è stata in aumento rispetto al 1937 del 18% circa ed è pervenuta in cifra assoluta ad un quantitativo più che doppio di quello del 1929.

Alla testa della vittoriosa campagna dell'alluminio è la Germania, la quale ha conquistato nel '38 il primo posto nel mondo, nei precedenti anni contesogli dagli Stati Uniti.

Essa ha avuto un ritmo di incremento superiore in misura sensibile a quello degli altri paesi nel complesso, poichè si è aggiudicata nel '38 una percentuale del 28,55% della produzione mondiale, mentre nel 1937 ne otteneva solo il 26,78%.

Il progresso relativo più notevole, però, tra i paesi di maggiore importanza, è stato attuato dal Giappone, con un potenziamento della produzione del 61,90%. Dal 2,13% della produzione mondiale esso è passato nel '38 al 2,93%, progresso notevole se si pensa alla modesta portata della sua produzione in cifre assolute.

Anche il Canadà si è conquistata una migliore posizione rispetto agli altri paesi

per quanto riguarda questa produzione; esso è passato infatti dal quarto al terzo posto, rispettivamente con l'8,56% e l'11,12 per cento della produzione nel mondo.

PRODUZIONE DI ALLUMINIO
(1000 tonn.)

	1929	1936	1937	1938	percentuale 1938/1937
Germania	36,0	100,8	132,0	165,6	125,45
Francia	29,1	26,5	34,5	45,3	121,30
Gran Bretagna	13,9	16,4	19,0	22,5	118,42
Italia	7,0	15,9	22,9	25,8	112,66
Jugoslavia	—	—	0,2	1,3	650,—
Norvegia	29,1	15,4	23,0	29,0	126,08
Svezia	—	1,8	1,8	1,9	105,55
Svizzera	20,7	13,6	25,0	26,5	106,—
Spagna	1,0	0,7	—	0,8	—
Ungheria	—	0,8	1,2	1,5	125,—
U.R.S.S.	—	37,9	47,6	48,0	100,84
Altri Paesi europei	—	0,1	0,1	0,1	100,—
EUROPA	136,8	229,9	307,3	368,3	119,85
ASIA (Giappone)	—	7,5	10,5	17,0	161,90
Stati Uniti	103,4	102,0	132,8	130,1	97,961
Canadà	42,0	26,2	42,2	64,5	152,84
AMERICA	145,4	128,2	175,0	194,6	111,20
TOTALE GENERALE	282,2	365,6	492,8	579,9	117,67

Lievi sono stati i miglioramenti nelle posizioni relative della Francia e della Gran Bretagna, le quali rappresentavano già nel '37 percentuali relativamente modeste: la Francia è passata dal 7% al 7,8% e la Gran Bretagna dal 3,85% al 3,87%.

Tra i paesi che pur avendo potenziato la produzione hanno avuto un ritmo di incremento inferiore a quello mondiale, nel complesso, vi è anche l'Italia, la quale ha però perso solo una modestissima quota della parte da essa rappresentata nel quadro della produzione generale: è infatti passata da 4,64 a 4,44% del totale prodotto nel mondo. Riduzioni assai più considerevoli hanno registrato la Svizzera (dal 5,07% a 4,56%) e l' U.R.S.S. (dal 9,65 all'8,27%).

E' interessante notare che mentre la produzione di alluminio è aumentata nel '38, come si è visto sopra, quella di bauxite è invece diminuita (nel 1938, 99,73% di quella del 1937). Si aggiunga che proprio i paesi che hanno avuto un maggior aumento nella produzione del metallo (Germania, Francia, Italia), hanno invece registrato una diminuzione nell' estrazione della sua materia prima. Questo andamento discordante è però facilmente spiegabile in quanto ad esso hanno certamente contribuito fattori estranei alla produzione di alluminio: circa il 50% infatti del consumo di bauxite è dovuto ad impieghi diversi dalla produzione del metallo. D'altra parte può avere influito il diverso tenore del minerale estratto e, meno probabilmente, il consumo di scorte.

L'esame comparativo dei dati di produzione e di consumo di alluminio negli anni '37 e '38 mette in evidenza una notevole discordanza nelle proporzioni d'incremento. Mentre la produzione infatti è aumentata del 17,67%, il consumo è passato da 499,6 migliaia di tonn. a 515,1 migliaia di tonn. con un incremento del solo 3,1%.

Questo fa supporre che si siano anticipati, nelle previsioni, i consumi futuri e si sia quindi addivenuti alla formazione di scorte del metallo.

Un comportamento assolutamente opposto hanno avuto, per quanto riguarda il consumo del metallo leggero, i paesi di Europa e quelli d'America. Mentre nel nostro continente il consumo è aumentato del 22,60% rispetto al '37, il Nuovo Mondo lo ha contratto a 55,12%.

Il massimo incremento del consumo si è avuto in Giappone col 181,81% nel '38 rispetto al '37. Evidentemente gran parte di questo consumo è stato coperto dalle importazioni poichè la produzione interna, benchè fortemente potenziata, raggiunge solo 17.000 tonn. contro 40.000.

Anche la Germania ha incrementato il consumo in misura più che proporzionale all'aumento della produzione: nel 1938 esso è stato del 136,37% rispetto quella del '37. Pure in questo caso il divario è stato coperto in parte dalle importazioni, che hanno avuto nel 1938 un incremento del 398,40% rispetto al '37, passando da 3,6 a 14,5 migliaia di tonn.

Consumo stazionario si è avuto nei due anni in Italia, la quale ha così potuto potenziare le sue esportazioni (passate per i lingotti da cifre insignificanti nel '37 a 459 tonn. nel '38) e sopratutto ridurre a 1/10 le sue importazioni che, sempre relativamente ai lingotti, sono state di 336 tonn. contro 3.376.

Tra gli altri paesi che hanno notevolmente potenziato il consumo nell'ultimo anno sono l'Inghilterra, la Russia, l'Ungheria e la Svezia (rispettivamente 134,89 per cento, 117,2%, 173,83% e 140,42% del 1937).

Tutti i paesi d'America hanno invece, come abbiamo già detto, ridotto fortemente il consumo: gli Stati Uniti a 53,89 per cento del 1937; il Canadà al 73,39% e gli altri Stati in genere al 92,15%. Sopratutto a questi paesi quindi è dovuta la formazione di scorte.

In ogni caso è certo che la loro consistenza non può essere attualmente molto rilevante. In considerazione quindi del periodo di emergenza che attraversiamo è facile pronosticare che la produzione ed il consumo di questo metallo sarà nel prossimo futuro incrementata con ritmo assai più accelerato di quello verificatosi nel '38.

PRODUZIONE DI BAUXITE
(1000 tonn.)

	1929	1936	1937	1938	percentuale 1938/1937
Germania	2,0	12,6	19,9	19,4	97,48
Francia	666,4	649,5	690,9	683,4	98,91
Gran Bretagna	6,3	129,9	147,4	150,0	101,76
Irlanda	2,4	—	—	—	—
Italia	192,8	262,2	386,5	382,7	99,01
Jugoslavia	103,4	292,2	357,8	404,6	113,07
Ungheria	115,0	368,9	510,0	390,0	76,47
U.R.S.S.	—	200,0	230,0	250,0	108,69
Altri Paesi europei	1,9	11,0	6,0	6,5	108,33
EUROPA	1090,2	1926,3	2348,5	2286,6	97,36
India Britannica	9,2	3,7	15,4	15,0	97,40
Malesia Britannica	—	—	12,8	56,6	442,18
Indocina	—	—	0,2	—	
Indie Olandesi	—	133,7	199,0	225,0	113,06
ASIA	9,2	137,4	227,4	296,6	130,43
Stati Uniti	371,6	378,0	427,0	324,0	75,87
Brasile	—	7,0	8,8	12,9	146,59
Guayana Britannica	187,4	172,2	301,3	382,4	126,91
Guayana Olandese	210,0	233,9	392,3	393,0	100,17
AMERICA	769,0	791,1	1129,4	1112,3	98,48
AUSTRALIA e OCEANIA	0,6	0,8	7,9	8,0	101,26
TOTALE GENERALE	1869,0	2855,6	3713,2	3703,5	99,73

Notizie comunicate dall' Ufficio Studi della S. A. Montecatini

NORME, CAPITOLATI E SPECIFICAZIONI

Norme Statali Ungheresi giugno 1937	Bronzo d'alluminio	M O Sz 711

Denominazione	Abbreviazione	Composizione in % — Cu	Composizione in % — Altri metalli	Composizione in % — Al	Contenuto in Cu+Al (1) minimo %	Qualità	Proprietà determinate colle prove secondo MOSz 105 (2) — Resistenza trazione σ_B kg/mm² almeno	Allungamento δ_{10} % almeno	Durezza Brinell H (3) 10/500/30 almeno	U S I
					GETTI					
Getti in bronzo d'alluminio al 10% Al	Albzö-10	90.0	—	10.0	99.0	—	30	15	80	Getti per industria chimica, boccole poco caricate
Getti in bronzo d'alluminio spec. (4)	Albzö-K	76.0-94.0	A piacere, fino al 12%	5.0-12.0	88.0	—	40	10	100	Ruote dentate, viti senza fine, valvole p. vapore, getti e boccole fortemente caricate
					LEGHE PER LAMINAZIONE, TRAFILA, FUCINATURA					
Bronzo d'alluminio al 5% Al	Albz-5	95.0	—	5.0	99.0	Ricotto	30—45	30	70	Fili, barre, lamiere, nastri e tubi
						Crudo	50—60	15	130	
						Crudo per mol.	65—80	8	150	
						Extra crudo per molle	80—100	2	180	
Bronzo d'alluminio all' 8% di Al	Albz-8	92.0	—	8.0	99.0	Ricotto	40—50	30	80	Lamiere, nastri, tubi, barre e pezzi fucinati
						Crudo	50—65	15	150	
						Crudo p. molle	70—85	8	160	
						Extra crudo per molle	85—110	2	190	
Bronzo d'alluminio al 9.5 % di Al	Albz-9.5	90.5	—	9.5	99.5	Crudo	55—70	10	160	Lamiere, barre e nastri, estrusione a caldo
Bronzo d'alluminio speciale (4)	Albz-K	76.0-94.0	A piacere, fino al 12%	5.0-12.0	88.0	Crudo	almeno 45	30	80	Barre formate a caldo, pezzi fucinati, barre estruse a caldo e trafilate a freddo
							55	10	100	
							70	8	160	

(1) Quando è prescritta una conducibilità determinata per scopi elettrotecnici, il contenuto in Cu + Al = almeno 99,8%; la tolleranza ammessa per il contenuto in Al = + 0,25%.

(2) I valori indicati valgono per getti aventi pareti dello spessore di almeno 25 mm.

(3) La durezza Brinell è determinata con la sfera da 10 mm con un carico di 500 kg durante 30" prendendo la media di 6 prove eseguite in punti differenti.

(4) In questo gruppo rientrano anche le leghe protette dalla legge.

Le prove di resistenza, obbligatorie all'atto della consegna, si debbono determinare sopra provini colati assieme al getto. Se ciò incontrasse difficoltà tecniche di fonderia, queste prove di resistenza si possono anche eseguire, previ accordi con l'acquirente, su provini gettati a parte nello stesso materiale e nelle stesse condizioni, oppure prelevati dal getto stesso. Lo spessore del getto di prova che dovrà fornire il provino, deve corrispondere allo spessore delle pareti del getto.

Le caratteristiche meccaniche del getto possono in alcuni punti essere differenti dalle caratteristiche determinate sul provino.

A seconda del desiderio dell'acquirente, nel caso di semilavorati, l'indicazione abbreviata va riportata sulla forma oppure applicata a punzone.

Per es.: L'indicazione di un getto in bronzo di alluminio, con 10% di Al, è la seguente: Albzö-10 MOSz 711.

Riguardo alle consegne, salvo patti in contrario fra le parti contraenti, si debbono seguire le direttive per il prelevamento di campioni contenute nel foglio MOSz 60.

BREVETTI

PROCESSO PER MIGLIORARE LE PROPRIETA' DEI METALLI LEGGERI.
Compagnie Générale d'Electrometallurgie, a Parigi. (5-430).

LEGA D'ALLUMINIO SENZA RAME.
«Fides» Gesellschaft fur die Verwaltung und Verwertung von gewerblichen Schutzrechten. (5-430).

PERFEZIONAMENTO NEI FORNI DI RAFFINAZIONE DELL'ALLUMINIO.
Soc. An. pour l'Industrie de l'Aluminium, a Neuhausen (Svizzera). (5-431).

METODO PER DEPOSITARE METALLI SU UN SUPPORTO MEDIANTE EVAPORAZIONE NEL VUOTO, E APPARECCHIO RELATIVO.
Alexander P., a Hayton Liverpool (Gran Bretagna). (5-431).

PROCESSO PER IL TRATTAMENTO TERMICO DI OGGETTI METALLICI IN BAGNI DI SALI FUSI.
E. I. Du Pont De Nemours & Co. Inc., a Wilmington, Delaware (S.U.A.). (5-432)

PROCESSO DI PROTEZIONE DEL MAGNESIO E DELLE SUE LEGHE.
Frasch J., a Clichy, Senna (Francia). (5-432).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI STRATI PROTETTIVI DI OSSIDO SUL MAGNESIO O SULLE LEGHE DI MAGNESIO.
Langbein-Pfanhauser-Werke A. G., a Berlino (5-433).

PROCESSO PER LA LAVORAZIONE DI METALLI CON ASPORTAZIONE DI TRUCIOLO.
Metallgesellschaft A. G., a Francoforte sul Meno (Germ.). (5-433).

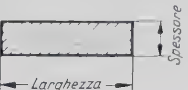
SISTEMA PER LA PLACCATURA DI METALLI.
Miller E., a Bruxelles (5-433).

(*Segue a pag. 240*).

Piattine in lega di magnesio
Trafilate

DIN 9701

Misure in mm.



Esempio di indicazione per una piattina trafilata, larga mm 10 e spessa mm 4 in . . . . . (1) di . . . . . (2) kg/mm² resistenza minima alla trazione (F):

Piattina 10 × 4 DIN 9701 . . . . . (1) F . . . . . (2)
▭ 10 × 4 DIN 9701 . . . . . (1) F . . . . . (2)

Larghezza × spessore	Tolleranza ammessa norme ISA j-13 larghez.	Tolleranza ammessa norme ISA j-13 spessore	Sezione mm²	Peso³) kg/m
5× 2	±0.090	±0.070	10	0.0182
3		±0.070	15	0.0273
4		±0.090	20	0.0364
6× 2	±0.090	±0.070	12	0.0218
3		±0.070	18	0.0328
4		±0.090	24	0.0437
8× 2	±0.110	±0.070	16	0.0291
3		±0.070	24	0.0437
4		±0.090	32	0.0582
5		±0.090	40	0.0728
10× 2	±0.110	±0.070	20	0.0364
3		±0.070	30	0.0546
4		±0.090	40	0.0728
5		±0.090	50	0.0910
8		±0.110	80	0.146
12× 2	±0.135	±0.070	24	0·0437
3		±0.070	36	0.0655
4		±0.090	48	0.0874
5		±0.090	60	0.109
8		±0.110	96	0.175
15× 2	±0.135	±0.070	30	0.0546
3		±0.070	45	0.0819
5		±0.090	75	0.137
8		±0.110	120	0.218
10		±0.110	150	0.273
18× 2	±0.135	±0.070	36	0.0655
5		±0.690	90	0.164
8		±0.110	144	0.262
10		±0.110	180	0.328
20× 2	±0.165	±0.070	40	0.0728
5		±0.090	100	0.182
8		±0.110	160	0.291
10		±0.110	200	0.364
15		±0.135	300	0.546
25× 3	±0.165	±0.070	75	0.137
5		±0.090	125	0.228
8		±0.110	200	0.364
10		±0.110	250	0.455
15		±0.135	375	0.683
30× 3	±0.165	±0.070	90	0.164
5		±0.090	150	0.273
8		±0.110	240	0.437
10		±0.110	300	0.546
15		±0.135	450	0.819
40×15	±0.195	±0.135	600	1.09
20		±0.165	800	1.46
50× 5	±0.195	±0.090	250	0.455
8		±0.110	400	0.728
10		±0.110	500	0.910
15		±0.135	750	1.37
20		±0.165	1000	1.82

Per le misure intermedie valgono le tolleranze ammesse dalle norme ISA j-13.

(1) MATERIALE (indicare in caso di ordinazione): leghe di magnesio secondo DIN 1717.

(2) STATO (resistenza minima alla trazione secondo DIN . . . . .), da indicarsi in caso di ordinazione.

(3) Calcolato ammettendo un peso specifico di 1,82 kg/dm³.

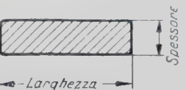
Si forniscono in piattine della lunghezza minima di 2 metri.
Condizioni tecniche di fornitura vedi DIN . . . . .
Riguardo alla lavorazione vedi norme dei produttori.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

Piattine in lega di magnesio
Estruse

DIN 9702

Misure in mm.



Esempio di indicazione per una piattina trafilata, larga mm 10 e spessa mm 4 in . . . . . (1) di . . . . . (2) kg/mm² resistenza minima alla trazione (F):

Piattina 10 × 4 DIN 9702 . . . . . (1) F . . . . . (2)
▭ 10 × 4 DIN 9702 . . . . . (1) F . . . . . (2)

Larghezza × spessore	Tolleranza ammessa norme ISA j-13 larghez.	Tolleranza ammessa norme ISA j-13 spessore	Sezione mm²	Peso³) kg/m
10× 3	±0.30	±0.20	30	0.0546
4		±0.25	40	0.0728
5		±0.25	50	0.0910
8		±0.30	80	0.146
12× 3	±0.40	±0.20	36	0.0655
4		±0.25	48	0.0874
5		±0.25	60	0.109
8		±0.30	96	0.175
15× 3	±0.40	±0.20	45	0.0819
5		±0.25	75	0.137
8		±0.30	120	0.218
10		±0.30	150	0.273
18× 5	±0.40	±0.25	90	0.164
8		±0.30	144	0.262
10		±0.30	180	0.328
20× 5	±0.50	±0.25	100	0.182
8		±0.30	160	0.291
10		±0.30	200	0.364
15		±0.40	300	0.546
25× 5	±0.50	±0.25	125	0.228
8		±0.30	200	0.364
10		±0.30	250	0.455
15		±0.40	375	0.683
30× 5	±0.50	±0.25	150	0.273
8		±0.30	220	0.437
30×10	±0.50	±0.30	300	0.546
15		±0.40	450	0.819
40×15	±0.60	±0.40	600	1.09
20		±0.50	800	1.46
50× 5	±0.60	±0.25	250	0.455
8		±0.30	400	0.728
10		±0.30	500	0.910
15		±0.40	750	1.37
20		±0.50	1000	1.82
60× 5	±0.80	±0.25	300	0.546
8		±0.30	480	0.874
10		±0.30	600	1.09
15		±0.40	900	1.64
20		±0.50	1200	2.18
80× 8	±0.80	±0.30	640	1.16
10		±0.30	800	1.46
15		±0.40	1200	2.18
20		±0.50	1600	2.91
100×10	±1.00	±0.30	1000	1.82
15		±0.40	1500	2.73
20		±0.50	2000	3.64
120×10	±1.00	±0.30	1200	2.18
15		±0.40	1800	3.28
20		±0.50	2400	4.37

Gli spigoli possono essere leggermente arrotondati, in conseguenza del procedimento di estrusione.

(1) MATERIALE (indicare in caso di ordinazione): leghe di magnesio, secondo DIN 1717.

(2) STATO (resistenza minima alla trazione secondo DIN . . . . .), da indicarsi in caso di ordinazione.

(3) Calcolato ammettendo un peso specifico di 1,82 kg/dm³.

Si forniscono in piattine della lunghezza minima di due metri.
Condizioni tecniche di fornitura vedi DIN . . . . .
Riguardo alla lavorazione vedi norme dei produttori.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

Barre quadrate in lega di magnesio

Trafilate

DIN 9703

Misure in mm.

Esempio di indicazione per una barra quadrata trafilata di apertura di chiave = 22 mm in . . . . . (1) di . . . . . (2) kg/mm² resistenza minima alla trazione (F):

Barra quadrata 22 DIN 9703 . . . . . (1) F . . . . . (2)
oppure
☐ 22 DIN 9703 . . . . . (1) F . . . . . (2)

Apertura di chiave	Toll. ammesse norme ISA h11	Sezione mm²	Peso[3]) kg/m ~
4		16	0.0291
4.5		20.25	0.0369
5	—0.075	25	0.0455
5.5		30.25	0.0551
6		36	0.0655
7		49	0.0892
8	—0.090	64	0.116
9		81	0.147
10		100	0.182
11		121	0.220
12	—0.110	144	0.262
14		196	0.357
17		289	0.526
19		361	0.657
22		484	0.881
24	—0.130	576	1.05
27		729	1.33
30		900	1.64
32		1024	1.86
36		1296	2.36
41	—0.160	1681	3.06
46		2116	3.85
50		2500	4.55
55	—0.190	3025	5.51
60		3600	6.55

Per le misure intermedie valgono le tolleranze ammesse dalle norme ISA- h 11.

(1) MATERIALE (indicare in caso di ordinazione): leghe di magnesio secondo DIN 1717.
(2) STATO (resistenza minima alla trazione secondo DIN . . . . .) da indicarsi in caso di ordinazione.
(3) Calcolato ammettendo un peso specifico di 1,82 kg/dm³.

Si forniscono in barre della lunghezza minima di 2 metri.
Condizioni tecniche di fornitura vedi DIN . . . . .
Riguardo alla lavorazione vedi norme dei produttori.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

Barre quadrate in lega di magnesio

Estruse

DIN 9704

Misure in mm.

Esempio di indicazione per una barra quadrata estrusa di apertura di chiave = 22 mm in . . . . . (1) di . . . . . (2) kg/mm² di resistenza minima alla trazione (F):

Barra quadrata 22 DIN 9704 . . . . . (1) F . . . . . (2)
oppure
☐ 22 DIN 9704 . . . . . (1) F . . . . . (2)

Apertura di chiave	Tolleranza	Sezione mm²	Peso[3]) kg/m ~
4		16	0.0291
4.5		20.25	0.0369
5	±0.25	25	0.0455
5.5		30.25	0.0551
6		36	0.0655
7		49	0.0892
8	±0.30	64	0.116
9		81	0.147
10		100	0.182
11		121	0.220
12	±0.40	144	0.262
14		196	0.357
17		289	0.526
19		361	0.657
22		484	0.881
24	±0.50	576	1.05
27		729	1.33
30		900	1.64
32		1024	1.86
36		1296	2.36
41	±0.60	1681	3.06
46		2116	3.85
50		2500	4.55
55	±0.70	3025	5.51
60		3600	6.55

Gli spigoli possono essere leggermente arrotondati, per conseguenza del procedimento di estrusione.

(1) MATERIALE (indicare in caso di ordinazione): leghe di magnesio secondo DIN 1717.
(2) STATO (resistenza minima alla trazione secondo DIN . . . . .), da indicarsi in caso di ordinazione.
(3) Calcolato ammettendo un peso specifico di 1,82 kg/dm³.

Si forniscono in barre della lunghezza minima di 2 metri.
Condizioni tecniche di fornitura vedi DIN . . . . .
Riguardo alla lavorazione vedi norme dei produttori.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

C. D. 669.72-42 NORME TEDESCHE Settembre 1938

Barre esagonali in lega di magnesio
Trafilate

DIN 9705

Misure in mm.

Esempio di indicazione per una barra esagonale trafilata di apertura di chiave = 22 mm in . . . . . (1) di . . . . . (2) kg/mm² di resistenza minima alla trazione (F):

Barre esagonali 22 DIN 9705 . . . . . (1) F . . . . (2)
oppure
⬡ 22 DIN 9705 . . . . . (1) F . . . . . (2)

Apertura di chiave	Toll. ammesse ISA h11	Sezione mm²	Peso³) kg/m ~
4	−0.075	13.86	0.0252
4.5		17.54	0.0319
5		21.65	0.0394
5.5		26.20	0.0477
6		31.18	0.0567
7	−0.090	42.44	0.0772
8		55.43	0.101
9		70.15	0.128
10		86.60	0.158
11	−0.110	104.8	0.191
12		124.7	0.227
14		169.7	0.309
17		250.3	0.456
19	−0.130	312.6	0.569
22		419.2	0.763
24		498.8	0.908
27		631.3	1.15
30		779.4	1.42
32	−0.160	886.8	1.61
36		1122	2.04
41		1456	2.65
46		1833	3.34
50		2165	3.94
55	−0.190	2620	4.77
60		3118	5.67

Per le misure intermedie valgono le tolleranze ammesse dalle norme ISA h 11.

(1) MATERIALE (indicare in caso di ordinazione): leghe di magnesio secondo DIN 1717.
(2) STATO (resistenza minima alla trazione secondo DIN . . . . .), da indicarsi in caso di ordinazione.
(3) Calcolato ammettendo un peso specifico di 1,82 kg/dm³.

Si forniscono in barre della lunghezza minima di 2 metri.
Condizioni tecniche di fornitura vedi DIN . . . . .
Riguardo alla lavorazione vedi norme dei produttori.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

C. D. 669.72-42 NORME TEDESCHE Settembre 1938

Barre esagonali in lega di magnesio
Estruse

DIN 9706

Misure in mm.

Esempio di indicazione per una barra esagonale estrusa di apertura di chiave = 22 mm in . . . . . (1), di . . . . . (2) kg/mm² di resistenza minima alla trazione (F):

Barra esagonale estrusa 22 DIN 9706 . . . . . (1) F . . . . . (2)
oppure
⬡ 22 DIN 9706 . . . . . (1) F . . . . . (2)

Apertura di chiave	Toll. ammesse	Sezione mm²	Peso³) kg/m
4	±0.25	13.86	0.0252
4.5		17.54	0.0319
5		21.65	0.0394
5.5		26.20	0.0477
6		31.18	0 0567
7	±0.30	42.44	0.0772
8		55.43	0.101
9		70.15	0.128
10		86.60	0.158
11	±0.40	104.8	0.191
12		124.7	0.227
14		169.7	0.309
17		250.3	0.456
19	±0.50	312.6	0.569
22		419.2	0.763
24		498.8	0.908
27		631.3	1.15
30		779.4	1.42
32	±0.60	886.8	1.61
36		1122	2.04
41		1456	2.65
46		1833	3.34
50		2165	3.94
55	±0.70	2620	4.77
60		3110	5.67

Gli spigoli possono essere leggermente arrotondati, per conseguenza del procedimento di estrusione.

(1) MATERIALE (indicare in caso di ordinazione): leghe di magnesio secondo DIN 1717.
(2) STATO (resistēnza minima alla trazione secondo DIN . . . . .), da indicarsi in caso di ordinazione.
(3) Calcolato ammettendo un peso specifico di 1,82 kg/dm³.

Si forniscono in barre della lunghezza minima di 2 metri.
Condizioni tecniche di fornitura vedi DIN . . . . .
Riguardo alla lavorazione vedi norme dei produttori.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

C. D. 669.72-42 NORME TEDESCHE Settembre 1938

Barre tonde in lega di magnesio
Trafilate

DIN 9707

Misure in mm.

Esempio di indicazione per barre tonde trafilate di 12.5 mm di diametro in . . . . (1), di . . . . . (2) kg/mm² resistenza minima alla trazione (F):

Barre tonde 12.5 DIN 9707 . . . . (1) F . . . . . (2)

∅ 12.5 DIN 9707 . . . . . (1) F . . . . . (2)

Diametro	Toll. ammes. ISA h 11	Sezione mm²	Peso[3]) kg/m ~
1		0.785	0.00143
1.2		1.131	0.00206
1.5		1.767	0.00322
1.8		2.545	0.00463
2		3.142	0.00572
2.1		3.464	0.00630
2.2		3.801	0.00692
2.3	−0.060	4.155	0.00756
2.4		4.524	0.00823
2.5		4.909	0.00893
2.6		5.309	0.00966
2.7		5.726	0.0104
2.8		6.158	0.0112
2.9		6.605	0.0120
3		7.069	0.0129
3.2		8.042	0.0146
3.5		9.621	0.0175
3.8		11.34	0.0206
4		12.57	0.0229
4.2	−0.075	13.85	0.0252
4.5		15.90	0.0289
4.8		18.10	0.0329
5		19.63	0.0357
5.5		23.76	0.0432
6		28.27	0.0515
6.5		33.18	0.0604
7		38.48	0.0700
7.5		44.18	0.0804
8	−0.090	50.27	0.0915
8.5		56.75	0.103
9		63.62	0.116
9.5		70.88	0.129
10		78.54	0.143

Diametro	Toll. ammes. ISA h11	Sezione mm²	Peso[3]) kg/m ~
10.5		86.59	0.158
11		95.03	0.173
11.5		103.9	0.189
12		113.1	0.206
12.5		122.7	0.223
13		132.7	0.242
13.5		143.1	0.261
14	−0.110	153.9	0.280
14.5		165.1	0.301
15		176.7	0.322
15.5		188.7	0.343
16		201.1	0.366
16.5		213.8	0.389
17		227.0	0.413
17.5		240.5	0.438
18		254.5	0.463
19		283.5	0.516
20		314.2	0.572
21		346.4	0.630
22		380.1	0.692
23		415.5	0.756
24	−0.130	452.4	0.823
25		490.9	0.893
26		530.9	0.966
27		572.6	1.04
28		615.8	1.12
29		660.5	1.20
30		706.9	1.29
32		804.2	1.46
33		855.3	1.56
34	0.160	907.9	1.65
35		962.1	1.75
36		1018	1.85

Diametro	Toll. ammes. ISA h 11	Sezione mm²	Peso[3]) kg/m ~
38		1134	2.06
39		1195	2.17
40		1257	2.29
42	− 0.160	1385	2.52
45		1590	2.89
48		1810	3.29
50		1963	3.57
52		2124	3.87
55	−0.190	2376	4.32
56		2463	4.48
58		2642	4.81
	ISA h12		
60		2827	5.15
62		3019	5.49
65	−0.300	3318	6.04
70		3848	7.00
75		4418	8.04
80		5027	9.15
85		5675	10.3
90	−0.350	6362	11.6
95		7088	12.9
100		7854	14.3

Per le misure intermedie valgono come tolleranze ammesse, al di sotto del ϕ di 60 mm, i valori delle norme ISA h 11; a partire dal ϕ di 60 mm vigono i valori delle norme ISA h 12. L'eccentricità non deve superare la metà delle tolleranze indicate.

(1) MATERIALE (indicare in caso di ordinazione): leghe di magnesio secondo DIN 1717.
(2) STATO (resistenza minima alla trazione secondo DIN . . . . .), da indicarsi in caso di ordinazione.
(3) Calcolato ammettendo un peso specifico di 1,82 kg/dm³.

Si forniscono in barre tonde della lunghezza minima di 2 metri.
Previ accordi appositi si possono fornire anche come fili in matasse fino al ϕ di . . . . . mm.
Condizioni tecniche di fornitura vedi DIN . . . . .
Riguardo alla lavorazione vedi norme dei produttori.

Comitato tecnico delle norme per semilavorati in metalli non ferrosi.

PROCESSO PER RICOPRIRE CON STRATI ANODICI L'ALLUMINIO E LEGHE DI ALLUMINIO, OPPURE OGGETTI COSTITUITI DA ALLUMINIO E DA LEGHE DI ALLUMINIO.

Rancati-Grauer & Weil Soc. An., a Milano. (5-434).

PROCESSO PER LA PRODUZIONE GALVANICA DI UN RIVESTIMENTO COMPATTO DI STAGNO SU ALTRI METALLI.

Remy Van Der Zypen & Co., a Andernach a Rh. (Germ.). (5-434).

PROCESSO ED APPARECCHIO PER LA COLATA DI ALLUMINIO E DELLE SUE LEGHE.

Silumin G.m.b.H., a Francoforte sul Meno (Germ). (5-434).

SISTEMA DI UNIONE ALLE LEGHE SALDANTI DELLE POLVERI DISOSSIDANTI.

Zenari G., a Livorno. (5-434).

PROCESSO PER LA PREPARAZIONE DI OSSIDI O IDROSSIDI DI ALLUMINIO DI SALI SOLUBILI DI ALLUMINIO SOLIDI.

Azogeno Soc. An. e Toniolo C., a Genova. (5-474).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI COMPOSTI DI BERILLIO ESENTI DA FLUORO.

I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte sul Meno (Germania). (5-477).

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI FLUORURO DI ALLUMINIO.

Rütgerswerk A. G. & Kahl L., a Berlino. (5-478).

PROCEDIMENTO PER PRODURRE CONTEMPORANEAMENTE ALLUMINA, BIOSSIDO DI ZOLFO E CEMENTO.

I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte sul Meno (Germania). (4-390).

(Segue a pag. 241).

Un notevole progresso: Limòle e Limolatrici
per la lavorazione veloce ed economica dei metalli e materiali d'officina



Limolatrice da Banco, ad albero orizzontale, motorizzata a cinque velocità.
Peso Chg. 85 ca. Ingombro cm. 57×52×52 ca

Prodotti italiani brevettati in Italia e all'estero

Nelle lavorazioni, la questione prezzo e quindi il fattore tempo oggi s'impongono inesorabilmente e non consentono più assolutamente il persistere sia pure in parte di sistemi lenti e antiquati di lavoro.

Abolite perciò il lento, gravoso, costoso lavoro di limatura a mano, lavoro che richiede spreco di tempo e di energia.

Abolite anche l'antiquato sistema di lavorare con le mole abrasive le leghe leggere, sistema che produce impasto e spreco delle mole stesse.

Impiegate pertanto anche Voi la macchina Limolatrice con le Limòle: Voi potrete così limare meccanicamente tutti i metalli e materiali d'officina e potrete inoltre lavorare razionalmente le leghe leggere, ottenendo una produzione veloce e perfetta, quantitativamente superiore, quindi molto economica.

Potrete ottenere pezzi sbavati, spianati, smussati, squadrati, intestati, sagomati, levigati e perfettamente finiti con una rapidità non altrimenti possibile.

La Limòla è infatti un utensile che fa il lavoro della lima e della mola in modo migliore e più rapido.

E' in un sol pezzo d'acciaio d'alta lega ed opportunamente trattato; ha taglienti fresati di passo e profondità costanti in ogni sezione e ad azione compensata.

Le Limòle escludono quindi tutti quegli inconvenienti di rotture e di strappi delle lime circolari estere saldate e con taglienti di profondità e passo variabili da sezione a sezione; inoltre non s'impastano assolutamente

Le Limòle offrono pertanto un lavoro oltrechè rapido, sicuro e perfetto.

Si forniscono nelle forme e dimensioni occorrenti e con qualsiasi dentatura sia pure estremamente fina.

Sono molto convenienti, inoltre, anche dal lato economico, perchè si possono riaffilare, ripetutamente, rapidamente e con lieve spesa, con un nostro speciale sistema elettrolitico a freddo che le rende come nuove.

La Limolatrice poi è una macchina speciale per il razionale impiego delle Limòle ed offre vantaggi incalcolabili.

Considerate, ad esempio, che eseguendo una determinata lavorazione su di un pezzo d'acciaio, con la Limolatrice Voi impiegherete circa la sesta parte del tempo richiesto adoperando la lima a mano e la terza parte circa del tempo richiesto adoperando la mola abrasiva!

Ecco perchè Limòle e Limolatrici sono in uso con pieno successo presso tante grandi ed anche piccole officine e vanno rapidamente diffondendosi, così che Vi possiamo fornire le più importanti referenze.

ProvvedeteVi perciò subito di almeno una Limolatrice da Banco; questa farà flettere i Vs. tempi e costi di lavorazione

La Limolatrice da Banco, ha minimo ingombro, è motorizzata, ha comando elettrico a pulsanti, consuma una inezia, costa pochissimo ed ha cinque velocità onde poter lavorare rispettivamente i metalli e materiali dei seguenti cinque gruppi:

1° Ghisa.
2° Acciaio - Ferro.
3° Bronzo - Ottone - Rame - Zinco.
4° Electron - Alluminio - Piombo.
5° Legno - Cuoio - Gomma.

cioè praticamente qualsiasi metallo e materiale ripartendo quelli non indicati nei cinque gruppi suddetti in base alla durezza analoga.

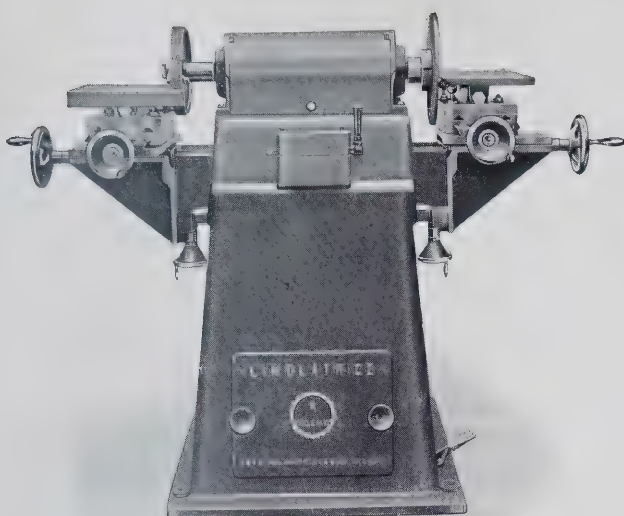
La Limolatrice da Banco è munita di tabella indicatrice delle velocità per modo che l'operaio per lavorare un determinato metallo o materiale non ha da far altro che seguire la freccia indicatrice della velocità corrispondente per applicarla. E' esclusa così qualsiasi possibilità di errore e il cambio delle velocità è facile e rapidissimo.

Limolatrici, Limòle e Sistema di Riaffilatura delle stesse sono stati segnalati anche dalla migliore stampa tecnica italiana, come ad esempio dalle seguenti importanti Riviste: « L'Industria Meccanica », n. 6, giugno 1936, pag. 365; « L'Alluminio », n. 2, marzo-aprile 1936, pag. 55.



MARCA DI FABBRICA

Brevetti e prodotti: DOTT. ING. MARIO

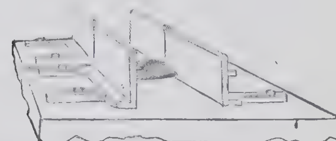


Limolatrice doppia con basamento, ad Albero Orizzontale, motorizzata, a cinque velocità.
Peso Q.li 4 ca. Ingombro cm. 130 × 80 × 110 ca.

con squadra a croce

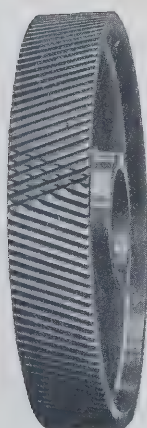


con squadre parallele

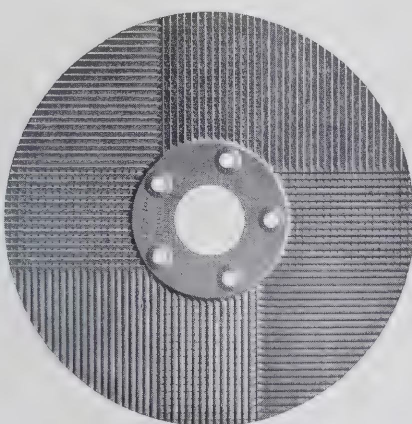




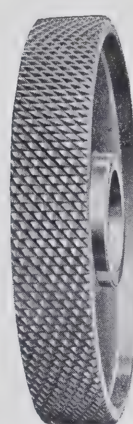
Limolatrice ad Albero Verticale, motorizzata, a tre velocità.
Peso Q.li 7,5 ca. Ingombro cm. 170 × 70 × 80 ca.



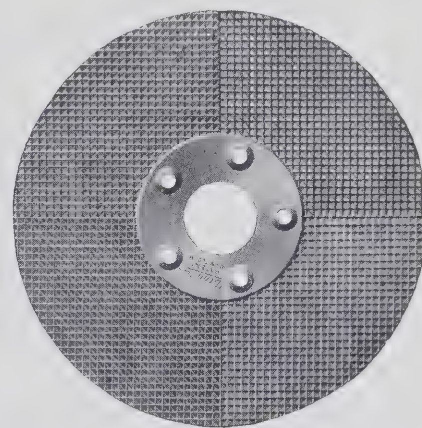
Limòla ad Anello Tipo A 2



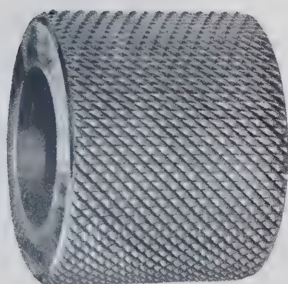
Limòla a Disco Tipo D 2



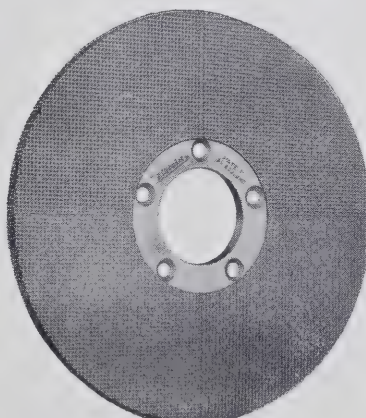
Limòla ad Anello Tipo A 4



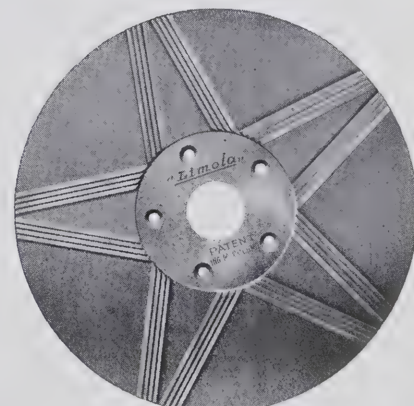
Limòla a Disco Tipo D 4



Limòla Cilindrica Tipo Ci 5



Limòla a Disco Tipo D 5



Limòla a Stella Tipo LS 1

SISTEMA PER LA COLATA DI GETTI DI ALLUMINIO E DI LEGHE A BASE DI ALLUMINIO.
Aluminium Laboratories Ltd., a Montreal. (6-515).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI ALLUMINA DA ARGILLA.
I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte s. M. (Germ.). (6-515).

ANODO PER CELLA ELETTROLITICA PER LA PRODUZIONE DI ALLUMINIO.
Montecatini S. A., a Milano. (6-515).

PERFEZIONAMENTO AI METODI DI PRODUZIONE DI METALLI FERROSI RIVESTITI DI ALLUMINIO.
Reynolds Metals Co., a Richmond (S.U.A.). (6-515).

PROCEDIMENTO E DISPOSITIVO PER LA PRODUZIONE DI MAGNESIO.
S. A. pour l'Industrie de l'Aluminium a Neuhausen. (6-515).

PROCEDIMENTO PER LA SEPARAZIONE DEI MINERALI.
Wade H. H., a Hopkins (S.U.A.). (6.515).

PROCEDIMENTO DI SALDATURA ALLUMINOTERMICA.
Ahlert W., a Berlin-Tempelhof (6-515).

PROCESSO DI FABBRICAZIONE DI RIVESTIMENTI DI PROTEZIONE DA LEGANTI INORGANICI, AD ES. CEMENTO, CLORURO DI MAGNESIO, VETRO SOLUBILE, SU PEZZI METALLICI, SPECIALMENTE TUBI DI FERRO, MUNITI DI UN RIVESTIMENTO BITUMINOSO.
Buderustsche E., a Wetzlar (Germ.) (6-516).

BAGNO DI SALI FUSI, RISCALDATO ELETTRICAMENTE, SPECIALMENTE PER IL TRATTAMENTO TERMICO DI METALLI.
Deutsche Gold-und Silberscheideanstalt Vormals Roessler, a Francoforte. (6-516).

PROCEDIMENTO E DISPOSITIVO PER L'APPLICAZIONE DI LEGHE DI METALLI DURI SU METALLI DI BASE E SU ELETTRODI.
I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte. (6-517).

C. D. 669.72-42 NORME TEDESCHE Settembre 1938

Barre tonde in lega di magnesio
Estruse

DIN 9708

Misure in mm.

Esempio di indicazione per una barra tonda estrusa di 50 mm di diametro in . . . (1) di . . . . . (2) kg/mm² di resistenza minima alla trazione (F):
Barra tonda 50 DIN 9708 . . . . . (1) F . . . . . (2)

Diametro	Toll. ammesse	Sezione mm²	Peso[3]) kg/m ≈
4	±0.25	12.57	0.0229
5		19.63	0.0357
6		28.27	0.0515
7		38.48	0.0700
8		50.27	0.0915
9		63.62	0.116
10		78.54	0.143
12	±0.30	113.1	0.206
14		153.9	0.280
16		201.1	0.366
18		254.5	0.463
20		314.2	0.572
22		380.1	0.692
25		490.9	0.893
28		615.8	1.12
30		706.9	1.29
32		804.9	1.46
35		962.1	1.75
38		1134	2.06
40		1257	2.29
42	±0.40	1385	2.52
45		1590	2.89
48		1810	3.29
50		1963	3.57
52	±0.50	2124	3.87
55		2376	4.32
58		2642	4.81
60		2827	5.15
65	±0.60	3318	6.04
70		3848	7.00
75		4418	8.04
80		5027	9.15
90	±0.90	6362	11.6
100		7854	14.3
110		9503	17.3
120		11310	20.6

(1) MATERIALE (indicare in caso di ordinazione): leghe di magnesio secondo DIN 1717.
(2) STATO (resistenza minima alla trazione secondo DIN . . . . .) da indicarsi in caso di ordinazione
(3) Calcolato ammettendo un peso specifico di 1.82 kg/dm³.
Si forniscono in barre tonde della lunghezza minima di 2 metri.
Condizioni tecniche di fornitura vedi DIN . . . . .
Riguardo alla lavorazione vedi norme dei produttori.
Comitato tecnico delle norme per i semilavorati in metalli non ferrosi.

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DEI BORDI DI TAGLIO NON PROTETTI DI LAMIERE, NASTRI O TUBI, LE CUI SUPERFICI SONO RIVESTITE DA UNO STRATO DI METALLO NOBILE, E IMPIEGO DEL PROCEDIMENTO PER LE CONGIUNZIONI MEDIANTE SALDATURA.
Kohle und Eisenforschung G.m.b.H., a Düsseldorf. (6-517).

RACCORDO PER FILI DI ALLUMINIO.
Robert Bosch G.m.b.H., a Stoccarda. (6-518).

PROCESSO PER LA PRODUZIONE DI GETTI, PRINCIPALMENTE DI GETTI IN CONCHIGLIA DA LEGHE DI ALLUMINIO-SILICIO.
Silumin G.m.b.H., a Francoforte. (6-518).

PROCEDIMENTO E DISPOSITIVO PER COLARE PEZZI METALLICI DI FORMA ALLUNGATA, SPECIALMENTE IN METALLI LEGGERI.
S. A. pour l'Industrie de l'Aluminium, a Neuhausen. (6-518).

PERFEZIONAMENTI AGLI APPARECCHI PER ESPELLERE METALLO.
W. T. Glover & Co. Ltd., a Manchester (Inghilterra) (6-518).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI COMPOSTI DI BERILLIO ESENTI DA FLUORO.
I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte. (6-560).

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

I. - MATERIE PRIME E PROCESSI DI FABBRICAZIONE.
II. - PROPRIETA' DEI METALLI E DELLE LEGHE:
  a) Fisiche
  b) Meccaniche
  c) Strutturali (metallografiche).
III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE:
  a) Ricerche sulla corrosione
  b) Trattamenti superficiali.
IV. - ANALISI CHIMICA E SPETTROSCOPICA.
V. - TRATTAMENTI TERMICI:
  a) Forni
  b) Modalità, caratteristiche, applicazioni.
VI. - APPARECCHI SCIENTIFICI E DI MISURA. MISURE INDUSTRIALI.
VII. - TECNOLOGIA:
  a) Fonderia
  b) Lavorazione plastica
  c) Lavorazione all'utensile
  d) Saldatura e chiodatura
  e) Pulitura e decapaggio.
VIII. - APPLICAZIONI ELETTRICHE.
IX. - IMPIEGHI INDUSTRIALI:
  a) Architettura, edilizia, decorazione
  b) Trasporti
  c) Industrie chimiche ed alimentari
  d) Grossa e piccola meccanica
  e) Varie.
X. - MISCELLANEA.

RIASSUNTI

I. - MATERIE PRIME E PROCESSI DI FABBRICAZIONE

G. B. FEILD - **Reazioni del cloruro di berillio** - J. Amer. Chem. Soc. - LXI, pp. 1817 (luglio 1939).

Il metodo perfezionato escogitato recentemente all'Università Vanderbilt (Tennessee) per preparare il cloruro di berillio anidro ha condotto ad una ricerca sull'azione catalitica di questo sale in certi tipi di reazione Friedel-Crafts in cui, mediante la reazione energica d'anidridi d'acidi organici, si producono sali di berillio del loro acido ed il corrispondente alogenuro acilico.

Anche il cloruro di berillio anidro reagisce pianamente con vari acidi organici (formico, acetico), per dare HCl ed il sale di Be, come si è fatto quasi sempre finora per reazioni di soluzioni acquose d'acidi su carbonato o idrato di glucinio (TANATAR e KUROWSKY, 1907; LACOMB, 1902).

Benchè alcuni sperimentatori preferiscano considerare tali sostanze miscele o soluzioni solide dei prodotti d'idrolisi, a numerosi di essi, nonchè a composti metallorganici del berillio, sono state assegnate formule costituzionali ed anche configurazionali, come $Be_4O(CH_3 . CO_2)_6$, che suggerisce per l'acetato basico di berillio una distribuzione tetraedrica dei legami del metallo con numero di coordinazione = 4 pel Be.

La preparazione del cloruro di berillio sembra molto importante per la possibilità di lavorare in completa assenza d'acqua, e quindi d'ottenere altri sali neutri da esso, poichè, come si è confermato sperimentalmente, l'idrolisi sarebbe evitata usando $BeCl_2$.

E' necessario a questo scopo seccare anzitutto con cura, bastando 1/4 d'equivalente d'acqua per idrolizzare completamente a basico il sale normale, come s'è dimostrato con l'acetato di glucinio mediante un dispositivo interamente in vetro, al di fuori di ogni contaminazione da giunti di sughero o di gomma o dall'umidità atmosferica, badando a non riscaldare eccessivamente.

Con tali precauzioni si sono potuti preparare sali normali dagli acidi formico, propionico, benzoico, o-clorobenzoico e dalle anidridi acetica, propionica e benzoica. Essi erano tutti solidi microcristallini, insolubili in benzene e simili, solubili in acqua con decomposizione: la loro composizione, determinata dal contenuto di berillio o talvolta per combustione, concorda rigorosamente con la formula $Be(RCOO)_2$.

Non si è ottenuto puro il *n*-butirrato neutro nè dall'acido nè dall'anidride, dalla qual ultima s'è formato con alti rendimenti cloruro di n-butirrile, ma il sale greggio, sempre di consistenza cerosa o semiliquida, dava un'emulsione con benzolo o ligroina senza cristallizzare nè liberarsi completamente dal solvente. La distillazione lo decomponeva parzialmente producendo il sale basico identificabile all'analisi e per le sue proprietà.

Molti dei sali basici furono dapprima ricavati come sottoprodotti nel tentativo di preparare i sali neutri; poi per deliberata introduzione d'umidità. Tutti furono ottenuti puri, tranne il formiato. Il formiato neutro si scioglie rapidamente in eccesso d'acqua, ma senza la solita conversione in sale basico. Gli altri sali basici, tranne il butirrato, cristallizzano dal benzene, si sciolgono nella maggior parte dei solventi organici, ma non nell'acqua nè negli acidi od alcali diluiti. I solidi hanno punto di fusione ben netto e sublimano senza decomporsi notevolmente. Le analisi corrispondevano alla formula $Be_4O(RCOO)_6$.

Da quanto precede, si è creduto che i precedenti tentativi di preparare sali di Be neutri siano falliti per la presenza d'acqua, mentre le reazioni d'acidi monobasici di cui riportiamo i risultati, sono probabilmente affatto generali.

Infatti si è osservato che $BeCl_2$ reagisce per solito vigorosamente con quasi tutte le classi di composti organici contenenti atomi d'idrogeno attivi, svolgendo HCl, ma gli altri prodotti di questa reazione non sono descritti nella letteratura, sebbene si trovi menzione della solubilità del cloruro di berillio in alcool etilico ed acetone. Ora che si dispone di cloruro anidro, si spera di poter arrivare a vari composti organo-berillici.

La parte sperimentale comincia dalla preparazione del cloruro di berillio per riscaldamento dell'ossido misto a carbone in corrente di cloro, con un miglioramento del metodo di Rose (1827). L'apparato comprende un forno elettrico collegato da una parte con un preriscaldatore e dall'altra con un pallone da 1 litro, il tutto costruito in vetro Pyrex e munito di un preriscaldatore del gas per ridurre al minimo le fratture dipendenti dall'ineguale dilatazione dei giunti.

A 550°C la reazione ha luogo prontamente e regolando opportunamente la corrente di cloro misto ad azoto, circa il 95% del prodotto si raccoglie nel pallone e la maggior parte del resto in una bolla con esso congiunta e riscaldata ad intermittenza per impedire l'ostruzione. Il 60-70% dell'ossido vien trasformato in cloruro; il resto si ricupera per preparare un'altra carica; esso contiene anche ossicloruri poco solubili.

Per preparare i sali organici, si ricristallizzarono gli acidi so-

lidi per essiccarli in essiccatore. Il benzolo, il toluolo e la ligroina, seccati con perclorato di magnesio, erano distillati.

La preparazione dei sali neutri si è eseguita in un dispositivo tutto di vetro, comprendente un pallone a fondo rotondo sormontato da un imbuto separatore e da una colonna di distillazione a braccio laterale, provvista d'un manicotto d'acqua interno. L'analisi del distillato arriva circa alla quantità teorica d'HCl. Lavato ripetutamente il sale residuo, si filtra alla pompa e si elimina l'eccesso d'acido e tutto il sale basico.

Analogo procedimento applicato alle anidridi diede un rendimento di 60-80% alogenuri acilici identificati dai punto d'ebollizione o per conversione in anilidi. Le reazioni effettuate con grande eccesso d'acidi o d'anidridi in assenza di benzene, riuscirono meno soddisfacenti.

Si analizzarono infine i sali basici completandone la decomposizione per riflusso di pochi minuti; poi si diluisce la soluzione per precipitare con NH_4OH l'idrossido di berillio che si trasforma in ossido. Oltre i sali suddetti in forma microcristallina, si ottenne il butirrato basico, liquido bollente a 225° sotto 25 mm di pressione.

A. Labd'.

II. - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE:

a) Fisiche

W. Köster e W. Bechthold - **Il sistema Manganese-Alluminio** - « Zeit. für Metallkunde » XXX, pp. 294-296 (1938).

Gli AA. valendosi dei risultati ottenuti dalle analisi termiche e magnetiche hanno modificato il diagramma di stato manganese-alluminio, già studiato da altri autori.

Per le loro ricerche usarono leghe preparate con alluminio al 99% e manganese al 98%. Le aggiunte del manganese erano 0,7% Fe, 0,8% Si, 0 5% Al. Per la fusione adoperarono forni Tamman, incominciando da leghe contenenti il 45% di Mn, e aggiungendo di volta in volta il 5% di Mn.

Considerando la parte superiore della fig. 1 si osserva come le

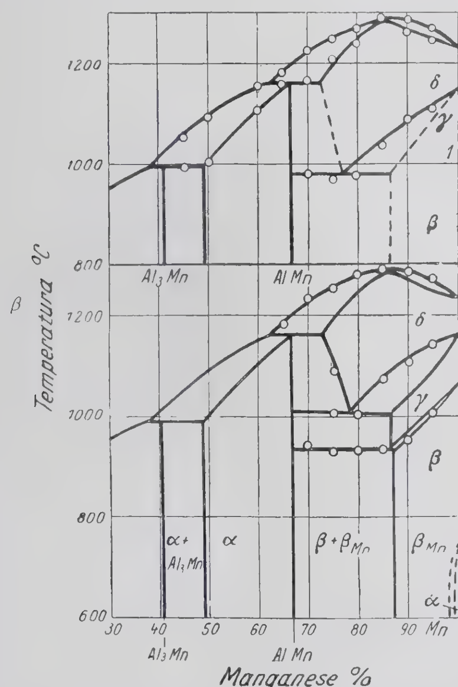


Fig. 1 - Diagramma di stato alluminio-manganese. Risultato dall'analisi termica.

leghe abbiano un notevole intervallo di fusione. Il punto di fusione del manganese s'innalza per aggiunta di alluminio e raggiunge un massimo a circa 15% Al a 1287°. Per questa lega non esiste intervallo di fusione; quest'ultimo ricompare per ulteriore aggiunta di alluminio.

I risultati delle analisi termiche si possono spiegare ammettendo l'esistenza di due reazioni trifasi. La prima reazione avviene a 1160°: fuso con 65% Mn + fase δ (soluzione solida con 72,5% Mn) = AlMn con 67% Mn. Il δ manganese scioglie fino a 17,5% Al formando una soluzione solida che ha il massimo punto di fusione.

Il composto AlMn che si forma dal fuso per reazione peritettica non scioglie il manganese, ma bensì l'alluminio.

Questa soluzione solida ha la massima concentrazione di 51% Al e a circa 1095° reagisce con un fuso al 38% di Mn a formare il composto Al_3Mn con 40% Mn.

Oltre ai punti di arresto e ai flessi appartenenti all'equilibrio di fusione, le leghe con circa 70% Mn e più mostrano un altro flesso sulla curva di raffreddamento.

Questa curva parte a circa 1150° per il manganese puro, scen-

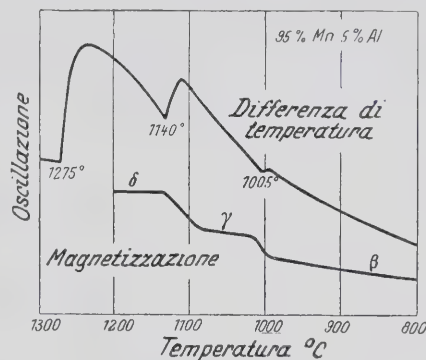


Fig. 2 - Differenza di temperatura e magnetizzazione in dipendenza della temperatura.

de fino a 980° per l'aggiunta del 20% Al e quindi decorre a temperatura costante. Si tratta perciò dell'equilibrio che parte dalla trasformazione del δ-γ manganese e termina in una reazione trifase; reazione che può essere solo la decomposizione eutettica della soluzione solida del β-manganese.

Nella parte inferiore della fig. 1 è riprodotto il diagramma come fu tracciato da G. Grube e R. Knabe. Si può osservare che essendo il corso delle due curve quasi uguale i risultati ottenuti con il presente lavoro si devono ritenere sicuri. Le curve temperatura-differenze di temperatura mostrano ancora due altre tonalità. La fig. 2 mostra la curva per la lega con 90% Mn, 5% Al. La salita a 1275° corrisponde all'inizio della solidifica-



Fig. 3 - Lega con 75% Mn. Cristalli geminati di fase α.

zione, la salita a 1140° appartiene alla trasformazione δ-γ del manganese e quella a 1005° alla trasformazione γ-β.

La tonalità termica di quest'ultima trasformazione è molto più piccola come si può vedere anche dalla curva tempo-temperatura.

La temperatura della trasformazione δ-γ è abbassata dall'aggiunta di alluminio. La curva termina a 1005° con una linea orizzontale.

La lega con 75% Mn mostra una prima tonalità termica a 1085°; essa è da attribuirsi alla separazione dalla soluzione solida δ del composto AlMn in modo che è dato anche un punto di arresto della curva di saturazione della soluzione solida δ in AlMn. Le curve di saturazione delle soluzioni solide δ in γ manganese e AlMn si intersecano circa a 70% Mn. La soluzione solida di questa composizione si decompone eutetticamente in AlMn e in una soluzione solida che può contenere circa 86% Mn.

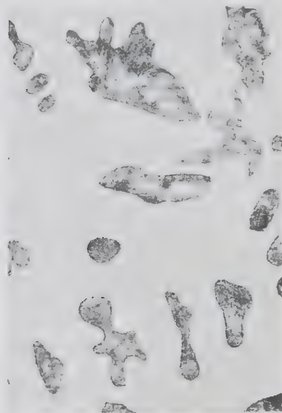


Fig. 4 - Struttura della lega con 70% Mn.

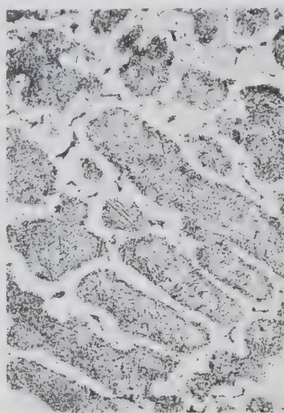


Fig 5 - Struttura della lega con 75% Mn.

La posizione della soluzione solida γ che prende parte alla reazione a 1005° si ottiene dal corso della trasformazione γ-β.

Quale compimento dell'analisi termica, usando la bilancia magnetica descritta da G. Grube e O. Winkler, gli AA. osservarono la variazione di magnetizzazione dovuta alla variazione di temperatura. La fig. 2 riproduce una curva caratteristica, cioè la curva magnetizzazione-temperatura appartenente alla curva differenza di temperatura-temperatura per la lega al 95% Mn. Alle tonalità termiche si accorda talvolta un salto di magnetizzazione. Sulla curva di magnetizzazione appaiono i tre campi di temperatura in cui la lega è omogenea. Sono questi i campi in cui la magnetizzazione col diminuire della temperatura varia poco.

Il risultato delle analisi magnetiche porta a valori già trovati,

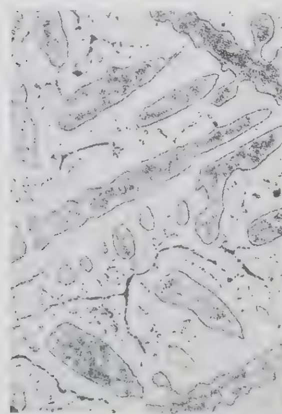


Fig. 6 - Struttura della lega con 70% Mn riscaldata per 1/2 ora a 900°.

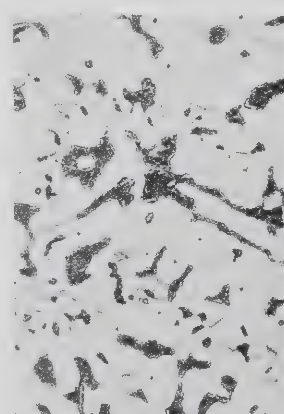


Fig. 7 - Struttura della lega con 85% Mn.

solo le temperature non corrispondono esattamente nei diversi autori. La velocità di raffreddamento ha una notevole importanza.

Per le leghe corrispondenti alla zona di non miscibilità tra la soluzione solida β e AlMn, la magnetizzazione sale a poco a poco mentre la temperatura cade di 600° Per le leghe con 15% Al la curva sale poco mentre al crescere del contenuto in alluminio sale di più, vale a dire essa è influenzata dalla presenza del composto AlMn.

Questo composto è debolmente ferromagnetico. Lo stato ferromagnetico è ben delimitato infatti già la lega a 65% Mn è paramagnetica. La sua magnetizzazione aumenta col diminuire della temperatura.

Gli AA. non trovarono indizi della trasformazione β-α.

Lo studio del sistema manganese-alluminio è completato da ri-

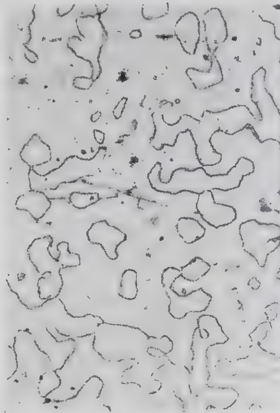


Fig. 8 - Struttura della lega con 85% Mn riscaldata per 1/2 ora a 1000°.

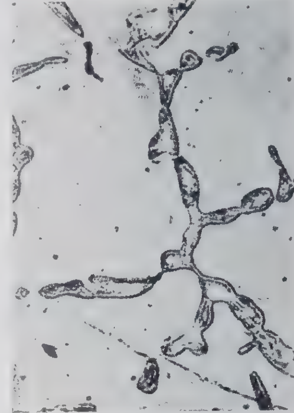


Fig. 9 - Struttura della lega con 90% Mn riscaldata per 1/2 ora a 1100°.

cerche nella struttura. La fig. 3 mostra i cristalli geminati propri della fase α a reticolo cubico a corpo centrato. Dalle osservazioni sulla struttura si può confermare l'idea che fra il 49-67% Mn cristallizza una soluzione solida omogenea.

Le leghe con 60-65,5% Mn sono omogenee fino al punto di fusione. Entrando nella zona di non miscibilità tra la soluzione solida β e AlMn si presenta un altro composto che proviene da una trasformazione eutettica. La sua quantità aumenta con il contenuto in managenese (figg. 4 e 5).

Per ricottura delle leghe a 70 e 75% Mn sotto i 1000° si presenta un ingrossamento dell'eutettico come mostra la fig. 6. Per ricottura sopra i 1000° sparisce la riprecipitazione nella fase manganese.

La fig. 7 mostra la struttura della lega con 35% Mn: sulla soluzione solida del β-manganese è raggruppato l'eutettico; per tempra da 1000° (fig. 8) appaiono due tipi di cristalli: la soluzione solida γ e δ.

La fig. 9 riproduce una lega al 90% Mn temprata da 1100°. Nella soluzione solida δ si trova una piccola parte di soluzione γ corrispondente alla composizione della lega. Questa lega è omogenea sotto i 1000° e sopra i 1100°.

M. M.

W. Bungardt e F. Bollenrath - **Sulla diffusione del magnesio nell'alluminio** - «Zeit. für Metallkunde» XXX, pp. 377-383 (1939).

Nelle leghe tecniche, i cui componenti sono completamente solubili allo stato fuso, ma solo limitatamente allo stato solido, si presentano dopo solidificazione delle differenze di concentrazione (segregazioni) che influenzano notevolmente alcune proprietà e specialmente la corrosione.

Per lo studio delle variazioni di concentrazione furono adoperate le leghe riportate nella tab. 1. Le leghe 1-2, che si distinguono solo per il contenuto di zinco, furono fucinate in sbarre di circa 25 mm di diametro a 500°, e ricotte per tre ore a 400°.

Per le prove fatte a bassa temperatura (sotto la temperatura dell'eutettico δ-ε) fu usato come materiale diffondente la lega 3, ad alta temperatura le leghe 4-5-6. Quest' ultime sono leghe binarie a diverse percentuali di magnesio.

La fig. 1 riproduce la disposizione delle leghe nella prova di misura della diffusione.

TABELLA 1

Composizione chimica delle leghe.

Nº delle leghe	Fe in %	Si in %	Cu in %	Mn in %	Zn in %	Mg in %	Al in %	Stato
1	0.51	0.21	—	—	—	—	Rest	fucinato
2	0.25	0.15	—	—	2.70	—	Rest	fucinato
3	0.054	—	0.005	1.68	—	Rest	—	pressato
4	0.27	0.22	—	—	0.07	4.77	Rest	fuso
5	0.28	0.21	—	—	0.08	4.94	Rest	fuso
6	0.31	0.12	0.03	0.27	—	7.20	Rest	pressato

In un cilindro aperto da una parte, fatto di lega 1 o 2, dopo sgrassatura della superficie interna, fu introdotto un cono di magnesio (lega 3) oppure di lega 4-5-6. Un tappo di alluminio

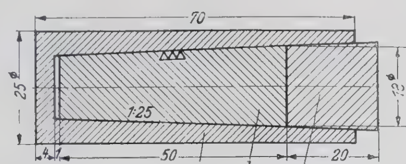


Fig. 1 - Schema per la disposizione della prova di diffusione.
a) cilindro di alluminio,
b) cono di magnesio o di lega al magnesio,
c) tappo di alluminio.

evita l'entrata dell'aria. Per una buona riuscita dell'esperienza è necessaria una perfetta aderenza nelle superfici di contatto. Il tutto è riscaldato in un forno elettrico tubulare da uno a quattro

TABELLA 2A

Determinazione del magnesio per piccole percentuali di magnesio e piccole pesate.

Nº. delle leghe	Peso dello strato tornito in g.	Quantità di lega Al-Mg al 1.65% di Mg aggiunta in g.	Mg trovato in %
1	0.3	+ 1	0.17
2	0.3	+ 3	0.15
3	0.3	+ 1	0.13
4	0.6	+ 1	0.05
5	0.6	+ 1	0.04
6	0.6	+ 1	0.04
7	0.6	+ 1	0.11
8	1.0	+ 1	0.06

Contenuto probabile in magnesio 0.094 %
Errore medio della singola misura: ± 0.053%
Errore medio del valore medio: ± 0.015%

TABELLA 2B

Determinazione del magnesio per percentuali medie di magnesio e piccole pesate.

Nº. della lega	Peso dello strato tornito in gr.	Mg trovato in %
1	0.3	5.29
2	0.3	5.28
3	0.3	5.24
4	0.6	5.24
5	0.6	5.24
6	0.6	5.24
7	1.0	5.24
8	1.0	5.22
9	1.0	5.24

Contenuto probabile di magnesio delle prime tre prove: 5.27 %
Errore medio della singola misura: ± 0.026
Errore medio del valore medio: ± 0.015

giorni a 400° e 500°. Le variazioni di temperatura erano di ±10°. Le differenze di concentrazioni furono calcolate con analisi ponderali.

Dopo l'eliminazione degli estremi del campione, la parte mediana fu tornita parallelamente all'asse del cilindro. Lo spessore degli strati di tornitura ottenuti variavano da mm 0,05 in più a seconda della concentrazione del magnesio.

Per ottenere dalle analisi risultati precisi, nei casi in cui la

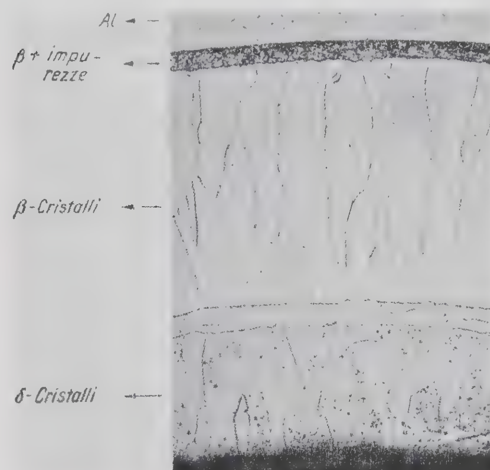


Fig. 2 - Cilindro: Al 99,5%, temperatura di riscaldamento 424°; cono: magnesio; durata del riscaldamento 450 ore.

quantità di magnesio era piccola, si aggiunsero circa gr 1 di una lega Al-Mg di composizione nota.

Le tabelle 2a e 2b riassumono i risultati delle analisi

Il calcolo del coefficiente di diffusione dalla curva concentrazione-profondità di penetrazione del magnesio ottenuta dai valori sopra riportati si ottiene dalla legge di Fick

$$\frac{dc}{dt} = D\left(\frac{dc^2}{dx^2}\right) \qquad (1)$$

Dove c è la concentrazione del magnesio; t il tempo; D la co-

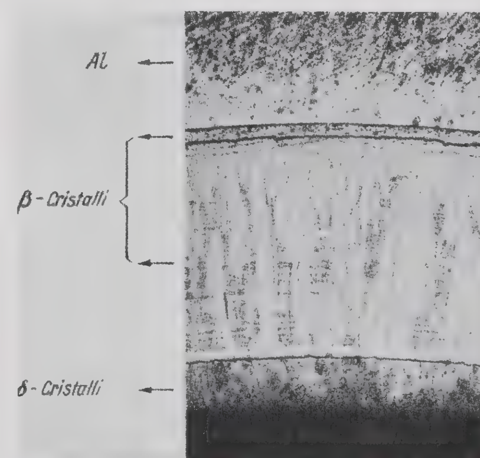


Fig. 3 - Cilindro: Al 99,993%; temperatura di riscaldamento 410°; cono: magnesio; durata del riscaldamento 300 ore.

stante di diffusione (cm²/giorni); x lo spazio. Una delle condizioni necessarie per l'applicazione della (1) è che la costante di diffusione sia indipendente dalla concentrazione; ma in base alle esperienze finora condotte su composti metallici, fu stabilito che la costante di diffusione per soluzioni solide di variabile composizione è per lo più dipendente dalla concentrazione. Malgrado ciò la (1) fu ugualmente adoperata perchè solo con

essa si arriva a integrali semplici che danno valori di approssimazione sufficiente per gli scopi pratici.

L'integrale della (1) si lascia trasformare nella seguente forma comoda per il calcolo:

$$\frac{C_0 - C}{C_0} = \phi \left\{ \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right\} \quad (2^a)$$

dove ϕ è la costante di Gauss, C_0 la concentrazione nello strato limite; C la concentrazione dell'elemento diffondentesi alla distanza X; t il tempo; D il coefficiente di diffusione quando valgono le seguenti condizioni limiti: primo c = o per t = o

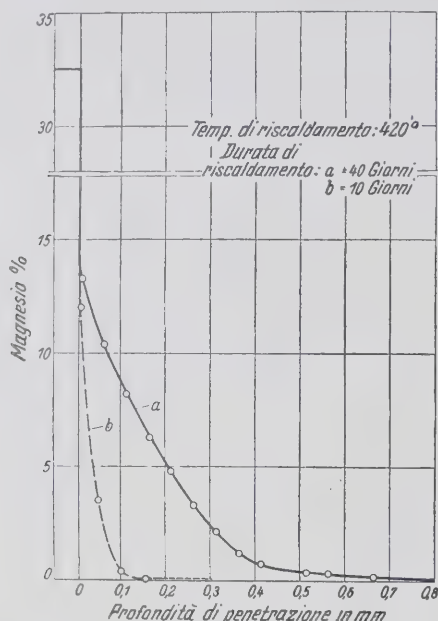


Fig. 4 - Curva di diffusione di magnesio in alluminio.

quando o < x < ∞; secondo i tempi devono essere scelti in modo che negli strati più esterni non avvenga alcun mutamento di concentrazione, cioè c = o; terzo, in ogni momento la concentrazione nello strato limite deve essere uguale alla concentrazione di saturazione. Le prime due condizioni possono essere ottenute sperimentalmente, l'ultima deve essere caso per caso verificata sperimentalmente se è più o meno soddisfatta.

DIFFUSIONE A 420-415° — Leghe adoperate 1, 2, 3.

In base alle precedenti esperienze, sulla superficie di contatto fra magnesio e alluminio si forma la fase β contenente circa 36,5% di Mg, la quale cede all'alluminio il suo magnesio. La velocità di formazione della fase β è maggiore della velocità con cui la fase β penetra nell'alluminio.

Le figg. 2 e 3 testimoniano questo fatto. Il silicio presente quale impurezza si combina col magnesio a formare il composto Mg_2Si. Questo insieme alle altre impurezze si raccoglie lungo il bordo di β.

La fig. 4 riproduce la curva di diffusione per alluminio puro ricotto per 40 giorni a 420°.

Sul bordo della soluzione solida si raccoglie uno strato col 36% di Mg, molto vicino perciò alla composizione della fase β. Siccome la concentrazione di saturazione della soluzione α a 420° è di circa 13,2% di Mg, esiste nel piano di contatto fra α e β un eccesso di magnesio. In seguito a ciò l'ipotesi necessaria per calcolare il coefficiente di diffusione sembra molto verosimile. Essa fu confermata sperimentalmente eseguendo prove di diffusione di durata differente.

Si dimostra che anche per breve riscaldamento nello strato limite si raggiunge la concentrazione di saturazione, come anche mostra la curva b nella fig. 4. La tabella 3 raccoglie i coefficienti di diffusione trovati.

Per una penetrazione di 0,0025 cm il coefficente non è stato calcolato perchè i risultati dell'analisi del magnesio per ragioni sperimentali erano difettosi. Gli ultimi valori non sono precisi a cagione del troppo piccolo contenuto in magnesio. Trascurando questi risultati le prove mostrano che la diffusione del magnesio nell'alluminio non obbedisce perfettamente alla seconda legge di Fick. Esiste una debole dipendenza dalla concentrazione del coefficente di diffusione.

TABELLA 3

Diffusione del magnesio nell'alluminio a 420°. Concentrazione nello strato limite C_0 = 13,75% Mg.

Profondità di penetrazione in cm.	Contenuto di Mg in %	Costante di diffusione D (cm²/giorno)
0.0025	13.30	—
0.0075	10.41	7,1.10⁻⁶
0.0125	8.20	6,7.10⁻⁶
0.0175	6.28	6,6.10⁻⁶
0.0225	4.80	6,9.10⁻⁶
0.0275	3.28	6,5.10⁻⁶
0.0325	2.11	6,2.10⁻⁶
0.0375	1.14	5,6.10⁻⁶
0.0425	0.70	5,7.10⁻⁶
0.0525	0.34	6,6.10⁻⁶
0.0575	0.30	7,6.10⁻⁶
0.0676	0.10	7,7.10⁻⁶

Per scopi pratici può essere dato con sufficiente precisione un coefficente medio riguardante il campo della soluzione solida α a 420° di 6 6.10⁻⁶ cm²/giorno

TABELLA 4

Diffusione del magnesio nell'alluminio con 2,7% di Zn a 415°

Profondità di penetrazione in cm.	Contenuto di Mg in %	Costante di diffusione D (cm²/giorno)
0.0025	10.79	1,1.10⁻⁶
0.0075	7.13	1,7.10⁻⁶
0.0125	5.01	2,5.10⁻⁶
0.0175	3.38	2,9.10⁻⁶
0.0225	1.99	3,0.10⁻⁶
0.0175	0.94	2,9.10⁻⁶
0.0325	0.47	3,0.10⁻⁶

La tab. 4 mostra l'influsso di una piccola aggiunta di zinco. Siccome in questo caso la temperatura di fusione dell'eutettico δ-ϵ è abbassato, il riscaldamento non deve superare i 415°. La

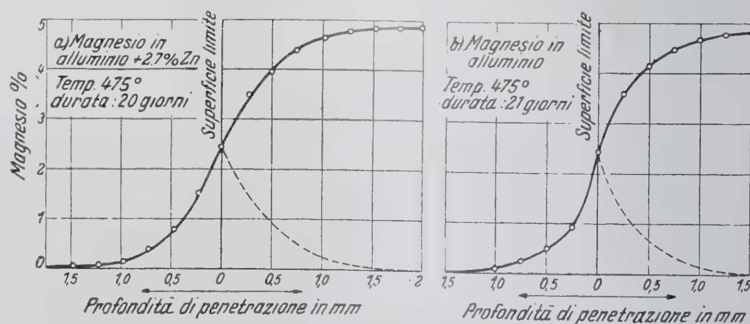


Fig. 5 - Curva di diffusione del magnesio in alluminio e in allum. con 2,7% Zn.

presenza dello zinco non porta alla formazione di nuove fasi.

Il coefficente di diffusione ha il valore medio di 2,9.10⁻⁶ cm²/giorno.

Non potè essere dimostrata una chiara dipendenza dalla concentrazione del coefficente di diffusione, molto probabilmente essa è solo insignificante.

DIFFUSIONE A 475-525°. — A temperatura superiore ai 437° non si può usare magnesio puro come diffondente a cagione della presenza dell'eutettico. Si adoperarono perciò le leghe 4-5-6.

La dipendenza della concentrazione dalla superficie limite è data dalla seconda legge di Fick

$$C = \frac{C_o}{2}\left\{ 1 - \phi\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)\right\} \qquad (2_b)$$

Dove C_o è la concentrazione del magnesio nella lega di partenza; $\frac{C_o}{2}$ la concentrazione che esiste per ogni $t > o$ nel piano di contatto. La verifica pratica di questa legge offre molte difficoltà. In molti casi non si può evitare che all'inizio della diffusione nella superficie limite si presentino dei salti di concentrazione, che però spariscono riscaldando a lungo. Perciò il calcolo del coefficente di diffusione non fu condotto secondo quanto

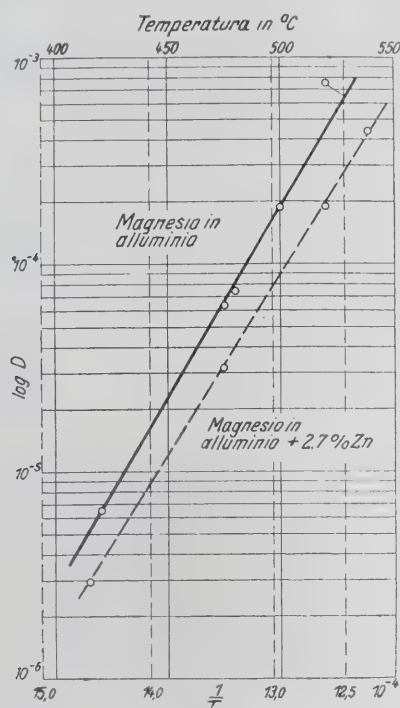


Fig. 6 - Dipendenza dalla temperatura del coefficente di diffusione.

è stato detto sopra, ma con l'aiuto del grafico di G. Grube. Altro inconveniente è che per le temperature più alte per la vicinanza della linea del liquidus si ottengono contenuti in magnesio nel cono centrale sempre più bassi.

Nella fig. 5 si vede che i due rami della curva tagliati dalla superficie limite non corrono simmetricamente come dovrebbe verificarsi per la seconda legge di Fick.

Dalla curva tratteggiata si deduce che per alte percentuali di magnesio, la concentrazione diminuisce lentamente con la profondità di penetrazione.

Il fatto che i due rami della curva non sono simmetrici, secondo W. Frönkel e H. Houten si lascia interpretare approssimativamente dalla formula:

$$\frac{\frac{C_o}{2} - C_o}{\frac{C_o}{2}} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_o^{\frac{x}{2\sqrt{Dt}}} e^{-\varepsilon^2} d.\varepsilon - \frac{\sqrt{Dt}}{R\pi} \cdot e^{-\frac{x^2}{4Dt}}$$

Dove $\frac{C_o}{2}$ significa la concentrazione nella superficie limite e R il raggio medio del bordo di diffusione; ε una variabile di integrazione.

Aumentando la temperatura cresce per il coefficente di diffusione la sua dipendenza dalla concentrazione. Per questo furono calcolati a diverse temperature i coefficenti di diffusione fra 0 e 3,5% di Mg, dal ramo sinistro della curva della fig. 5. In questo campo, data la più forte dipendenza dalla concentrazione il coefficente di diffusione può essere calcolato dall'equazione (1).

TABELLA 5.

Diffusione di magnesio in alluminio a temperature alte.

Nº. prova	Temperatura °C	Giorni	Profondità di penetraz. in cm.	Mg contenuto in %	Costante di diffusione cm²/giorno		Osservazioni
						Valore medio	
			0.025	1.54	$5{,}3.10^{-5}$		
13	475	20	0.075	0.79	$5{,}8.10^{-5}$	$6{,}3.10^{-5}$	
			0.025	0.41	$6{,}9.10^{-5}$		
			6.662_5	3.15	$7{,}9.10^{-5}$		
24	480	10	0.012_5	1.38	$6{,}5.10^{-5}$	$7{,}35.10^{-5}$	
			0.037_5	0.84	$6{,}7.10^{-5}$		
			0.025	0.45	$8{,}5.10^{-5}$		
			0.062_5	2.13	$2{,}0.10^{-4}$		
22	500	1.2	0.087_5	1.02	$1{,}9.10^{-4}$	$1{,}9.10^{-4}$	determinato praticamente dalla curva di diffusione
			0.012_5	0.31	$1{,}7.10^{-4}$		
			0.015	1.85	$7{,}4.10^{-4}$		
17	500	3	0.045	1.17	$8{,}2.10^{-4}$	$7{,}6.10^{-4}$	
			0.065	0.70	$7{,}0.10^{-4}$		

TABELLA 6.

Diffusione di magnesio in alluminio con 2,7% Zn ad alte temperature.

Nº. prova	Temperatura °C	Giorni	Profondità di penetraz. in cm.	Mg contenuto in %	Costante di diffusione cm²/giorno		Osservazioni
						Valore medio	
			0.025	0.92	$2{,}0.10^{-5}$		
12	475	21	0.050	0.51	$3{,}8.10^{-5}$	$3{,}2.10^{-5}$	
			0.075	0.16	$3{,}9.10^{-5}$		
			0.012_5	1.38	$1{,}5.10^{-4}$		
11	520	4	0.037_5	0.66	$2\ 0.10^{-4}$	$1{,}9.10^{-4}$	
			0.062_5	0.26	$2{,}2.10^{-4}$		
			0.0125	1.85	$5{,}4.10^{-4}$		
23	540	1.1	0.0250	1.10	$4{,}6.10^{-4}$	$4{,}7.10^{-4}$	calcolato praticamente dalla curva di diffusione
			0.0375	0.57	$4{,}4.10^{-4}$		
			0.0500	0.25	$4{,}3.10^{-4}$		

Nelle tabelle 5 e 6 sono riuniti i risultati delle prove fatte variando la durata del riscaldamento. Dalla fig. 6 in cui $\log D = f\left(\frac{1}{T}\right)$ si ricava che la velocità di diffusione del magnesio nell'alluminio aumenta con la temperatura; essa però diminuisce, per la presenza di zinco, uniformemente a tutte le temperature.

M. M.

G. B. WILKES - **Isolamento per riflessione** - Ind. Engin. Chem. - XXXI, pp. 832 (luglio 1939).

Il vantaggio delle superficie metalliche (rame) sulle non metalliche (creta) nel ridurre le perdite di calore è stato riconosciuto da un pezzo ed i recipienti di metalli leggeri hanno permesso d'abolire l'isolamento con ovatta, poco soddisfacente a causa della sua maggiore capacità calorifica.

Agli strati multipli d'acciaio applicati da *Peclet* mezzo secolo fa, successero verso il 1925, i brevetti tedeschi di *Schmidt* e *Dykerhoff* riguardanti le superficie riflettenti e precisamente un sottilissimo foglio d'alluminio (spesso meno di 0,00127 cm), che effettuò una forma d'isolamento efficace e poco costoso, secondo la teoria seguente.

Se uno spazio d'aria, che da lungo tempo si ammette possa isolare a temperature moderate, ha una sezione trasversale superiore a 2 cm, circa 2/3 del flusso totale di calore saranno

dovuti alla radiazione. Questa si annullerà in pratica ponendo lo spazio suddetto dirimpetto a superfici metalliche, che per la loro buona riflessione del calore, ne triplicheranno circa l'efficacia come mezzo isolante. Così l'alluminio lucente s'è dimostrato tre volte più isolante della carta ordinaria.

Per il calcolo dei coefficienti di convezione e di conduttività termica, bisogna tener presente che il flusso di calore per conduzione è proporzionale direttamente alla differenza di temperatura, inversamente allo spessore ed indipendente dalla posizione, mentre la convezione è molto spesso indipendente dallo spessore. Nel caso che una delle due superfici sia riflettente, il calore è trasportato in gran parte per convezione, quindi l'isolamento riflettivo non va considerato come gli ordinari materiali isolanti (fibra compressa, foglio di sughero roccia, ecc.), attraverso i quali il calore passa essenzialmente per conduzione, evitando i disturbi originati dal fatto che molti tipi d'isolazione per riflessione variano di valore con la posizione.

Uno dei più semplici mezzi di convertire uno spazio d'aria ordinario in un efficace isolamento consiste nel suddividerlo in due o più spazi con uno o più fogli a superficie riflettente dei seguenti materiali.

Foglio d'alluminio dell'*Alfol Insulation Co.*, cilindrato in molti casi ad uno spessore di circa 0,000127 cm: lo si attacca alle pareti laterali dello spazio d'aria per mezzo di strisce di cartone ed una macchina cucitrice, dividendo per quanto è possibile, lo spazio originale in più spazi d'aria press'a poco d'uguale spessore. La fragilità di questo foglio richiede un operatore esperto per l'applicazione; ma a questa condizione, esso è risultato abbastanza forte per gli scopi voluti.

Foglio d'alluminio su carta. Si cementa alla carta di polpa al solfato un sottilissimo foglio d'Al sia da un lato solo, sia da due, come si vuole. Questa sostanza può essere applicata come la precedente ma non occorre altrettanta pratica, a causa della sua maggiore resistenza meccanica.

Alluminio in fogli su cartoncino ondulato dello spessore di mm 3,17 che, rivestito d'ambe le parti, irrigidisce di molto il foglio, facilitandone la manipolazione, ma aumenta relativamente poco il valore isolante dello spazio d'aria suddiviso.

Foglio d'alluminio e carta tipo Accordion. Si spaziano nettamente due strati di foglio d'alluminio di circa 2,5 cm con una carta che scorre diagonalmente da un lato all'altro, formando triangoli con le basi del foglio d'alluminio. In ogni operazione si possono applicare due strati di fogli disposti ad intervalli.

Foglio d'alluminio su asse d'intonaco. Si attacca il foglio d'alluminio ad un lato dell'intonaco, che viene a sua volta applicato sulle bullette d'una parete di telaio, trasformando così uno spazio d'aria a superficie irradiante in uno a superficie riflettente.

Carta rivestita con superficie di riflessione, cioè con una superficie non metallica semi-riflettente o con una pittura all'alluminio. L'emissività di queste carte ricoperte varierà fra 0,3 e 0,5 in confronto al foglio d'alluminio 0,005 e alla carta ordinaria 0,9.

Foglio d'alluminio su carta all'asbesto corrugata, materiale essenzialmente uguale al foglio su carta ondulata, ma può resistere a temperature più alte ed è ordinariamente più spesso.

Foglio d'alluminio e riquadri a strisce, costruiti in fibra pressata o altre strisce di spaziamento adatte a dare un isolamento soddisfaciente per un compito particolare, per esempio nel lavoro di refrigeramento.

Foglio d'alluminio corrugato a mano, usato principalmente nel lavoro industriale, raddrizzandolo grossolanamente. I fogli estremamente sottili (mm 0.0076), si stendono l'uno sull'altro fino ad ottenere lo spessore voluto. Questo metodo non darà così buon isolamento come i fogli lisci nettamente spaziati, ma la facilità d'applicazione ne compensa il costo in più, talchè sono largamente usati nella flotta mercantile degli Stati Uniti, carri refrigeranti, forni, ecc.

Tali fogli sono stati costruiti in forma di pannelli per i serbatoi d'olio e di coperte da usare fra i traversini delle pareti delle ossature.

Il calcolo del valore dell'isolamento riflettivo fu ampiamente studiato al Laboratorio per le misure del calore del *Massachusetts Institute of Technology,* senza tentare di separare i tre metodi di trasporto del calore (radiazione, conduzione e convezione) e ricorrendo a spazi d'aria relativamente piccoli.

Poco si è badato in generale, al fatto che la misura del trasporto del calore attraverso uno spazio d'aria con almeno una superficie di riflessione dipende dalla posizione e dalla direzione del flusso di calore, che in certi casi, riducono al minimo tanto la radiazione che la conduzione. Uno strato singolo di foglio d'alluminio collocato a metà in uno spazio orizzontale dell'aria col calore scorrente dall'alto in basso, dà un equivalente di poco meno d'8 cm di tavola di sughero in valore d'isolamento.

La *permanenza dell'isolamento del foglio d'alluminio* dipende largamente dalla scarsa emissività superficiale, che può essere valutata dall'occhio quanto alla luce visibile, ma non per la radiazione infrarossa (Edwards), rispetto alla quale un pezzo di Al può avere facoltà di riflessione opposta alla luce visibile, secondo la presenza o assenza di pellicole superficiali.

Sono attualmente in uso fogli d'alluminio da tal numero di anni sufficente a stabilire la permanenza della superficie installata in condizioni convenienti, ad es. quello in opera dal 1927 a Skoshoved (Danimarca), indistinguibile fino al 1935, da fogli nuovi dello stesso genere; ed un altro esposto all'umidità a Coney Island dal settembre 1934 all'aprile 1935.

L'A. cita il caso d'un foglio d'alluminio isolato nel 1933 nel Massachussetts che rimosso nel giugno 1938, presentava un'emissione di 0,054 in confronto di 0,45 per il foglio nuovo.

Contro il rapido attacco degli alcali, il foglio d'alluminio va protetto con gesso umido, mentre lo si rivestirà con una sottile vernice trasparente se lo si destina ad una prolungata esposizione all'umidità: così l'emissione non cambierà abbastanza da alterare seriamente il valore isolante.

Un punto interessante in relazione con l'isolamento del foglio di Al è il leggerissimo peso che ne abbassa la capacità calorifica, vantaggio per forni a riscaldamento intermittente, carri refrigeranti, recipienti di ghiaccio secco, ecc. Il tempo per discaldare o raffreddare è assai ridotto da pareti a bassa capacità calorifica, con conseguente risparmio di combustibile e lavoro. L'isolamento con foglio d'alluminio corrugato com'è impiantato di solito, pesa all'incirca tre once per piede cubico, mentre molti altri materiali isolanti pesano fino a 200 volte di più. Questa qualità è importantissima per i vagoni da ferrovia e gli aeroplani.

Dr. Labo'.

VI. - APPARECCHI SCIENTIFICI E DI MISURA - MISURE INDUSTRIALI

R. L. Templin - **Macchine per prove di fatica su strutture metalliche** - «A. S. T. M. Preprint» XLI, (1939).

Si è osservato che molto spesso nelle strutture metalliche o in alcune parti di esse si verificano sotto l'azione di carichi ripetuti, lesioni che ne compromettono la stabilità; in alcuni casi il valore di tali carichi è notevolmente più basso di quello che la struttura potrebbe sopportare in condizioni di staticità.

Le lesioni che si verificano sotto l'azione di carichi ripetuti

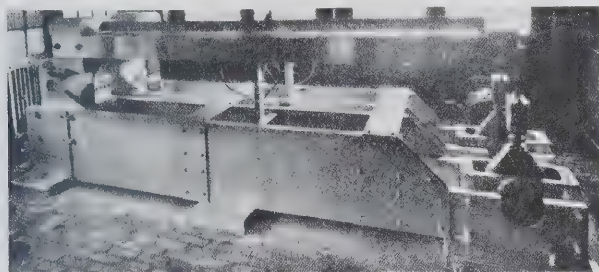


Fig. 1 - Macchina per prove di fatica su giunti chiodati. Carico massimo sul campione ± 18.000 kg.

e che sono comunemente chiamate lesioni di fatica compaiono quasi invariabilmente nei giunti o nelle connessioni delle strutture. Nei calcoli di queste strutture come per es. in quelli dei ponti, si guarda soltanto alla distribuzione degli sforzi nelle varie membrature o ci si preoccupa unicamente di trasferire i carichi mediante chiodi o bulloni senza invece tener conto dell'effettivo ed elevato valore della tensione che ha luogo agli orli del foro di un chiodo.

Questa sovratensione locale che non ha in parecchi casi una

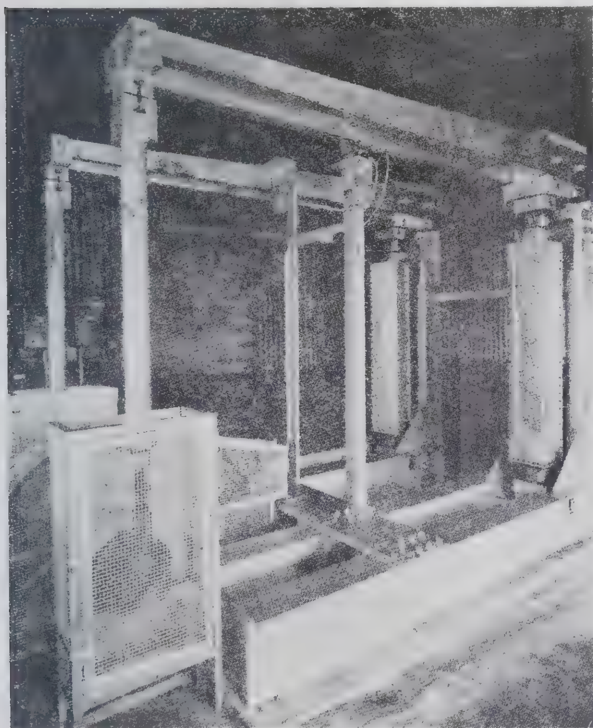


Fig. 2 - Macchina per prove di fatica su colonne, travi semplici e sagomate. Carico massimo 22.500 kg

specifica importanza se la struttura è solo staticamente caricata può invece, sotto carichi ripetuti, produrre pericolose lesioni sulle varie membrature di essa. Perchè tali strutture possano essere ben calcolate e resistere a sforzi ripetuti può essere utile conoscerne il limite di fatica, le sovratensioni locali generate sotto il carico d'esercizio e il numero complessivo d'applicazione di tale carico durante la presunta vita della struttura. La valutazione del limite di fatica delle strutture metalliche non è però così semplice come la determinazione delle proprietà statiche. Il valore di tale limite dipende infatti dal grado di tensione, dal rapporto fra trazione e pressione, dal numero di applicazione degli sforzi, dalle condizioni superficiali del campione in esame, dall'azione corrosiva, anche dalla velocità di prova. Com'è evidente queste prove oltre a richiedere macchinari precisi sono molto lunghe ed abbastanza costose.



Fig. 3 - Struttura in lega d'alluminio soggetta a carichi assiali ripetuti.

La misura e il calcolo della sovratensione nei vari punti di una struttura già in esercizio è in molti casi estremamente difficile se non impossibile. Ciononostante le prove eseguite in condizioni controllabili e condotte a ritmo accelerato, ma sempre entro limiti normali di carico, possono fornire ottimi risultati per una migliore progettazione delle strutture soggette a carichi ripetuti.

A tale scopo nel 1935 fu costruita dall'Aluminium Research Laboratories di New Kensington una speciale macchina per prove di fatica su giunti chiodati. Questa prima macchina, fig. 1, è costituita dal complesso di due unità gemelle azionate da uno stesso motore di 25 HP. Ciascuna di esse ha un letto orizzontale, tenacemente vincolato ad una robusta fondazione, ad un estremo del quale è rigidamente connessa una membratura verticale: l'estremo superiore di questa è collegato mediante fulcro ad un trave orizzontale di lunghezza uguale al letto la quale all'altra estremità poggia su un eccentrico regolabile. Gli eccentrici delle due unità sono sfasati di 90° per render minimo il carico sul motore e per migliorare l'andamento della macchina. I campioni di prova sono collocati su ogni unità in posizione verticale tra il fulcro e l'eccentrico e con le estremità attaccate rispettivamente al letto e alla trave. Quando l'eccentrico gira sposta su

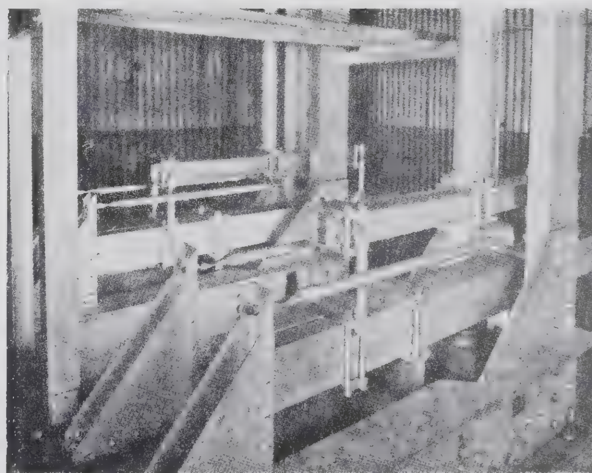


Fig. 4 - Prova di flessione ripetuta su una trave composta.

e giù l'estremo della trave orizzontale la quale imprime al campione un carico di trazione e rispettivamente di compressione. Il valore di tale carico viene desunto dal valore della freccia della trave che funziona in questo caso come una leva di secondo grado con rapporto di braccia 1/10.

Il carico massimo imposto ai vari campioni fu in origine di

11000 kg e la velocità di 175 cicli per minuto. In seguito, mediante alcune modifiche a tutto il sistema, tali valori vennero portati rispettivamente a 18000 kg e 312 cicli per minuto. Le unità sopradette sono state designate con i simboli N. 1 e 2.

Verso la fine del 1935 fu costruita una macchina per prove di fatica su colonne metalliche. Tale macchina, fig. 2, provvista di speciali eccentrici che portarono la sua capacità tensile a 22500 kg, permette inoltre di eseguire le prove su campioni notevolmente più lunghi di quelli che possono applicarsi sulla macchina precedente: il suo regime normale è di 210 cicli per minuto con un motore di 15 HP. Le unità di questa macchina sono state designate con i simboli N. 3 e 4.

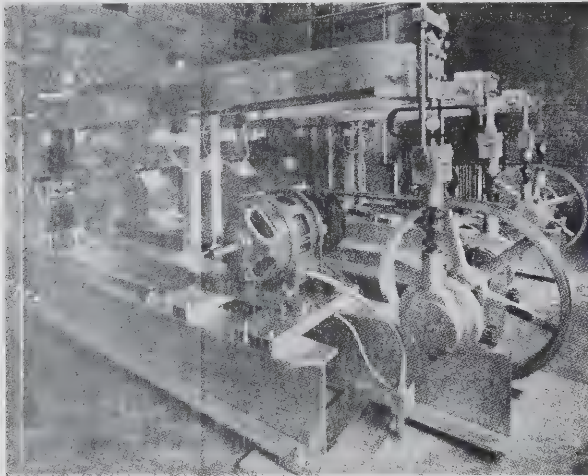


Fig. 5 - Macchina ad alta velocità per prove di fatica su giunti chiodati. Massimo carico 22.500 kg. Velocità 300 o 500 cicli per minuto.

Nel 1937 questa macchina venne successivamente modificata per poter permettere prove di fatica a flessione alternata su travi orizzontali. La sistemazione dei campioni nei due casi anzidetti è illustrata nelle fig. 3 e 4. In seguito furono costruiti ancora due macchine per prove di fatica su giunti chiodati aventi capacità di carico di 22500 kg e fornite di motore con riduttore col quale si poterono avere due velocità di lavorazione rispettivamente di 300 e 500 cicli per minuto: la prima viene impiegata per i carichi più elevati e la seconda per quelli più bassi. Con queste macchine, designate con i numeri 5, 6, 7, 8, la larghezza massima dei campioni di prova è stata notevolmente aumentata rispetto a quella dei campioni impiegati nella macchina 1 e 2, mentre invece venne lasciata immutata la lunghezza; ciascuna macchina è inoltre provvista di un motore da 25 HP.

L'esperienza ha dimostrata l'utilità d'impiegare motori di grande potenza accoppiati a grossi volani che contribuiscono a render dolce la marcia della macchina. Questi motori lavorano indubbiamente con basso rendimento giacchè il carico maggiore viene sopportato solo per brevissimo tempo data l'assenza completa, dovuta alla presenza del volano, dalle variazioni di carico. Essi sono provvisti di speciali sensibilissimi coltelli che interrompono il circuito appena si hanno sulle travi di carico variazioni del valore della freccia di qualche millesimo di pollice. Quasi sempre queste variazioni si verificano allorchè ha luogo sul campione una qualsiasi lesione di fatica. Il contagiri è direttamente applicato sul motore con fattore di riduzione uguale ad 1/100; inoltre un apposito manovellismo permette di generare a mano la freccia sulla trave di carico, durante la collocazione del campione alla macchina.

Per la taratura di tutte le unità delle macchine fu costruito uno speciale apparecchio misuratore di flessione applicabile alle travi di carico; tale apparecchio serve anche ad interrompere i carichi sui campioni allorchè si verificano anomalie generali o

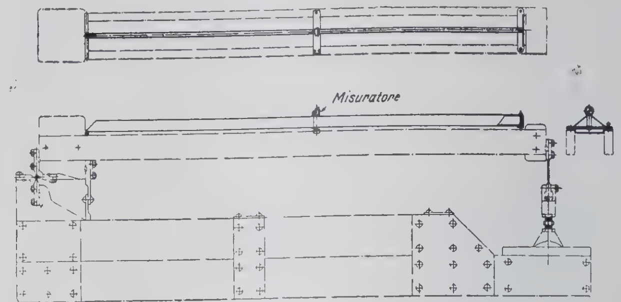


Fig. 6 - Apparecchio per misure di flessione delle travi di carico

quando si voglia variare il grado stesso di carico. Oltre a questo apparecchio è installato nella sala di controllo del laboratorio un regolatore scrivente dal quale è possibile osservare se si verificano accidentali variazioni di carico.

L'apparecchio misuratore di flessione si compone di una ri-

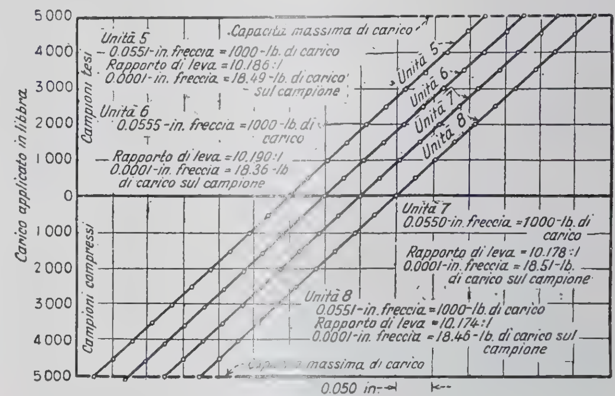


Fig. 7 - Dati di taratura per le macchine di fatica 5, 6, 7, 8. (La abbreviazione in = pollice inglese).

gida, leggera trave rettangolare cava di conveniente lunghezza ad un estremo della quale è saldamente attaccato un pezzo trasversale; una estremità di questo poggia su un supporto a punta, l'altra su uno lievemente sferico. Il supporto a punta (di circa 60 gradi) combacia con un foro situato sulla superficie superio-

TABELLA I

Unità	Capacità di carico in kg.	Trave di carico: Carico sul cam. in libre per 0.001 di freccia	Trave di carico: Rapporto di leva	Velocità cicli per minuto	Motore HP.	Tipi di campioni	Dimensioni massime dei campioni in pollici
N. 1 e 2.	18.000 40.000	124.1 122.8	10.079:1 30.071:1	312	25	Giunti	$7^1/_2$ in largo 30 in lungo
N. 3 e 4.	50.000 22.500	194.6 194.6	10:1	210	15	Colonne Travi semplici	18 in quadrati 6 piedi lungo 6 in largo, 6 in spesso, 84 in lun.
N. 5 e 6.	50.000 22.500	184.9 183.6	10.186:1 10.190:1	300 o 500	25	Giunti	16 in largo, 30 in lungo
N. 7 e 8.	50.000 22.500	185.1 184.6	10.178:1 10.174:1	300 o 500	25	Giunti	16 in largo, 30 in lungo

re vicina all'estremo esterno di ciascuna trave di carico. L'altra estremità dell'apparecchio poggia su un solido rullo d'acciaio che assieme agli altri due supporti precedentemente detti, realizza un sistema d'appoggio a tre punti. Verso la mezzeria della trave cava è sistemato l'apparecchio misuratore propriamente

detto fornito di appendice mobile e collocato su una traversa poggiante con tre punti sulla trave di carico; questa traversa è, come la precedente, fornita di supporto a punta e supporto sferico.

L'apparecchio può misurare direttamente freccie del valore di 0,025 mm e, a stima, freccie di 0,0050 mm; esso è stato tarato ad ogni dieci divisioni della sua scala che può misurare un'escursione massima di 25 mm. L'errore massimo fino ai 0 6 di tutta la scala è di ± 0,0075 mm, oltre tale valore l'errore è di ± 0,025 mm.

Nelle condizioni normali d'uso l'errore non è quindi mai più grande di ± 0,0075 mm; tale valore corrisponde approssimativamente ad un sovraccarico totale sul campione di circa 27 kg. L'errore poi che si commetterebbe nel leggere a stima l'indicatore equivarrebbe a commettere un errore nel valore del carico di circa 18 kg. Qusti due errori possono, com'è evidente, sommarsi o parzialmente compensarsi.

Due metodi diversi furono adottati per valutare l'entità del carico applicato alle macchine ma con entrambi il valore del carico fu dedotto da quello della freccia formantesi sulle travi mobili o di carico delle varie unità. Col primo il carico venne applicato all'eccentrico estremo mediante un dinamometro tarato messo in serie ad una pressa idraulica. Per far questo fu necessario sostituire il fulcro a coltello dell' eccentrico estremo della trave con una piastra metallica di conveniente spessore in modo da far coincidere la linea centrale d' azione del carico con la mezzeria del fulcro a coltello. Misurata con precisione la lunghezza dei bracci, venne determinato il rapporto di leva. Una tale procedura fu seguita per le unità N. 1 e 2 e i dati così ottenuti sono stati riportati nella tabella 1. Per le unità 5, 6, 7, 8 i carichi sono stati invece applicati alle travi usando l' apparecchiatura mostrata in fig. 5 provvista di speciali viti di carico. Con questo dispositivo le travi poterono essere tarate per tutta la loro capacità di carico. I dati di taratura sono riportati in fig. 7.

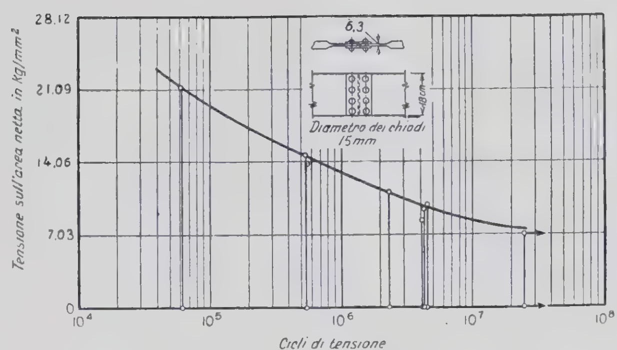


Fig. 9 - Diagramma di fatica in lega 17 ST chiodato con chiodi dello stesso materiale.

Tipo O — Tipo G — Tipo K

Tipo A — Tipo B — Tipo C* — Tipo F

Tipo R — Tipo E — Tipo P — Tipo D

Tipo M* — Tipo L* — Tipo N

Fig. 8 - Tipi di campioni adoperati nelle prove.

Per le macchine per prove di fatica su travi o colonne fu adottato un diverso metodo di taratura impiegante speciali strumenti di carico già tarati che vengono istallati nella posizione corrispondente a quella dei campioni da provare. Anche con tale metodo vennero ricavate le relazioni grafiche fra carichi e freccie.

In uno studio sull'influenza degli effetti d'inerzia sul carico dei campioni si vide che la grandezza dell'effetto dipende da due fattori: dall'ampiezza cioè dell' oscillazione dell' estremo esterno della trave di carico e dalla velocità della macchina. In parecchi casi tale effetto non eccede il 5% e verso il limite di durata esso è anche inferiore a tale valore.

La prima delle macchine di fatica sopra descritte è rimasta ininterrottamente in funzione per quattro anni se si escludono

le brevi interruzioni dovute ai vari cambiamenti di carico o di velocità della macchina. Durante tale periodo di tempo si ruppero due fulcri a causa delle troppo elevate tensioni; quest'inconveniente venne però in seguito eliminato riducendo lo spessore ed aumentando leggermente la lunghezza del fulcro. I fulcri sono in acciaio al silicio-vanadio trattate a caldo per aumentare la loro resistenza a fatica. Una trave di carico in lega d'alluminio impiegata in questa prima macchina si spezzò per fatica essendosi superata la sua prevista capacità di sovraccarico.

Le macchine ad eccezione della prima funzionarono molto dolcemente e quasi senza rumore.

Alcuni tipi di campioni adoperati nelle circa 400 prove eseguite fino al principio del corrente anno sono mostrati in fig. 8; in fig. 9 viene invece riprodotto un diagramma di fatica tipico eseguito durante le varie esperienze. Se ancora non è possibile fornire il lettore di più precisi ragguagli si può tuttavia affermare che queste macchine di prova hanno portato un notevole contributo al problema dell'aumento della resistenza a fatica delle strutture metalliche.

P. F.

IX. - IMPIEGHI INDUSTRIALI:

a) Architettura, edilizia, decorazione

E. C. Hartmann - **Strutture in alluminio** - **«The Engineering Journal» VI, (1939).**

Fino al 1912 era impossibile impiegare l'alluminio nella costruzione di strutture metalliche date le sue basse caratteristiche meccaniche; oggi, in seguito alla scoperta di speciali sue leghe, l'alluminio è anche in questo campo largamente impiegato. Per tale applicazione sono infatti disponibili circa dodici tipi di leghe commerciali ciascuno dei quali presenta particolari caratteristiche d'uso. Dati gli scopi prefissisi, l'A. prende in esame soltanto quattro di essi più tipicamente rappresentativi e le cui caratteristiche meccaniche, raffrontate con quelle dell'alluminio puro ricotto (2 S-O), sono riportate nella tab. 1.

La prima di queste leghe, 52 S-½H, è classificata come una lega comune o lega non trattabile a caldo; a seconda dell'entità di laminazione si possono avere le qualità un quarto dure (¼ H), mezzo dure (½ H), tre quarti dure (¾ H) e dure (H) con caratteristiche tensili via via crescenti.

Nella tab. 1 si leggono soltanto le caratteristiche della qualità ½ H essendo questa quella più comunemente impiegata e quella che rappresenta un ragionevole compromesso fra facilità di lavorazione, che diminuisce all'aumentare del grado di laminazione, e carico di rottura che viceversa aumenta all'aumentare del grado di laminazione.

Tabella 1.

Proprietà tipiche di alcune leghe d'alluminio.

Lega	Carico di snervamento in kg/mm² 0.2	Carico di rottura in kg/mm²	Al % su 50 mm
2 S-O	3.5	9	45
52 S-½H	20.3	26	14
53 S-T	23.2	27	20
17 S-T	26	42	22
27 S-T	35	45.6	11

Le leghe 52 S lavorate a caldo non sono ordinariamente prodotte in profilati essendo impossibile lavorarle a caldo in maniera sufficiente per portare il carico di rottura al desiderato valore. Esse sono quindi in commercio sotto forma di piastre o lamiere.

Le ultime tre leghe della tabella sono invece trattabili a caldo. La prima del gruppo (53 SS-T) ha ordinariamente un'elevata resistenza a corrosione per cui trova largo impiego in marina o dove tale proprietà è un fattore essenziale. La seconda (17 S-T) è la più vecchia e forse la più comunemente usata per le sue elevate caratteristiche che si avvicinano a quelle dell'acciaio. L'ultima finalmente (27 S-T) è la più resistente fra tutte le leghe d'alluminio trafilabili.

L'utilità di ogni materiale impiegabile nella costruzione di strutture dipende sopratutto dalla forma nella quale esso è disponibile. Le leghe d'alluminio da strutture sono realizzabili in qualsiasi forma o profilo per cui esse possono venire impiegate senza eccezione alcuna e senza apportare alcuna radicale trasformazione nei tipi convenzionali di strutture metalliche. La produzione attuale del metallo leggero nelle sue diverse forme è simile a quella dell'acciaio con la sola eccezione che le temperature di laminazione sono considerevolmente più basse e che è necessario un successivo trattamento a caldo per conferirgli la voluta resistenza meccanica; oltre a ciò è possibile per determinati profili l'impiego del processo d'estrusione che non è invece adoperato per l'acciaio.

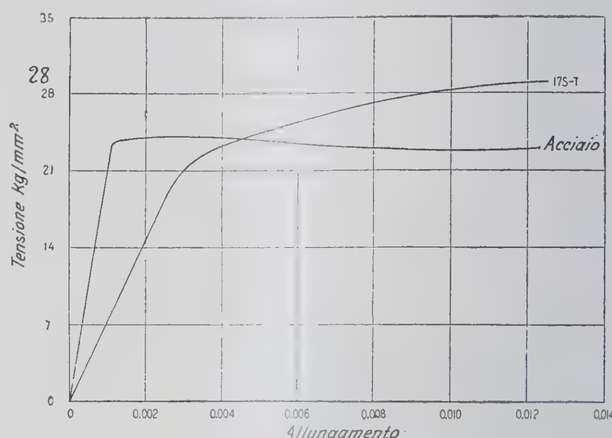


Fig. 1 - Curve di trazione di un acciaio e della lega 17 ST.

Uno dei vantaggi dell'uso delle leghe d'alluminio nelle costruzioni di strutture è che esse possono sostituire l'acciaio con notevole riduzione di peso del complesso risultante e, tranne una adeguata istruzione del personale, senza alcun cambiamento dell'attrezzatura necessaria.

Essendo esse leghe da trattamento termico ogni applicazione a caldo può far variare le caratteristiche del materiale; è quindi opportuno evitare tale genere d'operazione o, se non lo si può, procedere poi ad un accurato esame delle varie membrature.

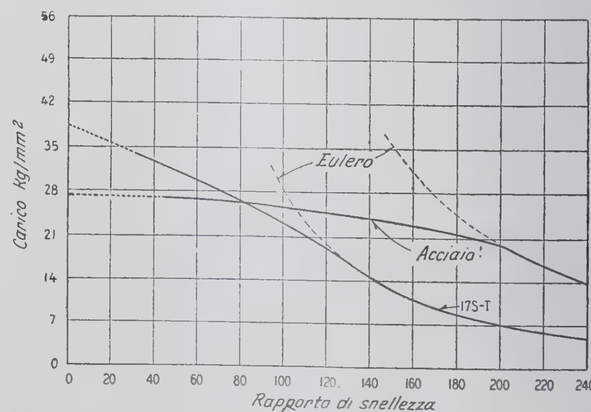


Fig. 2

Perchè una struttura in lega leggera sia ben disegnata e calcolata è necessario che il progettista conosca bene il diverso comportamento dell'alluminio rispetto a quello dell'acciaio. E' quindi indispensabile tener presente i due relativi diagrammi di

trazione che sono riprodotti nella fig. 1. Essendo il modulo di elasticità dell'alluminio molto più basso di quello dell'acciaio, diversa sarà l'inclinazione del primo tratto delle due curve; ne viene di conseguenza che entro il limite d'elasticità le leghe d'alluminio subiscono a parità di carico, una deformazione tripla di quella delle leghe ferrose. Generalmente questa differenza è trascurabile nelle membrature semplicemente tese ma può

	Acciaio	17S-T	Peso economizzato
Trazione. Carico uguale L = 1.70 m 70 mm P = 80000 lb	4x3x3/8	4x3x3/8	64%
Flessione. Carico uguale L = 1.70 m P = 5000 lb.	5"x10#	5"x3.53#	64%
Flessione. Freccia uguale L = 1.70 m P = 5000 lb.	5"x10#	7"x5.42#	46%
Compressione. Carico uguale L = 1.70 m P = 70000 lb.	4x3x3/8	4x3x7/16	60%

Fig. 3 - Raffronto fra strutture in acciaio e strutture in lega 17 ST.

essere notevole se le membrature sono soggette a flessione o compressione.

Per le prime, per le membrature soggette a flessione cioè, si può contenere entro i voluti limiti il valore della freccia aumentando convenientemente il momento d'inerzia delle sezioni.

Per i solidi caricati di punta, il basso valore del modulo delle leghe d'alluminio ne riduce la lunghezza libera di flessione, è necessario quindi in questo caso modificare opportunamente il disegno e il progetto delle strutture nella maniera che verrà in seguito indicata.

Oltre alla diversa inclinazione, la curva di trazione dell'al-



Fig. 4 - Colossale grù lunga 73 metri; la costruzione fu resa possibile grazie all'impiego di una lega d'alluminio nell'ultimo tratto di 45 m.

luminio non presenta un ben definito punto di snervamento come quella dell'acciaio. Questa anomalia è resa più evidente dall'esame delle curve riportate in fig. 2 relativa a solidi caricati di punta rispettivamente in alluminio e in acciaio. Si nota infatti che sebbene i due metalli seguano entrambi perfettamente le relative curve d'Eulero durante le deformazioni elastiche, le ordinate della curva dell'acciaio, essendo tre volte superiori a quelle relative alla curva dell'alluminio, rispecchiano perfettamente la differenza fra i moduli. Al carico corrispondente al limite d'elasticità le due curve si allontanano entrambe da quella d'Eulero, quella dell'alluminio gradualmente, bruscamente

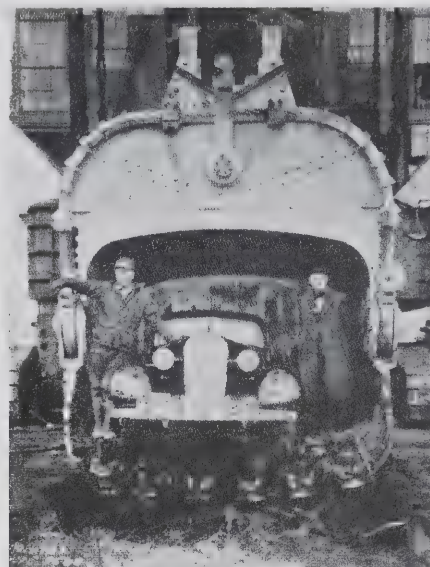


Fig. 5 - Grossa benna costruita quasi interamente in alluminio.

invece quella dell'acciaio. Quest'ultima ha un lungo tratto piano con ordinate vicine a quella del punto di snervamento mentre invece la curva dell'alluminio sale sempre in maniera continua.

Dopo parecchie esperienze e ricerche sul comportamento dei vari tipi di membrature l'Aluminium Research Laboratories ha preparato un formulario completo e numerose tabelle dai quali si può ricavare la resistenza delle strutture in lega d'alluminio; data la grande quantità e la diversità dei profilati esistenti non è stato però possibile ricavarne un manuale di agevole portata.

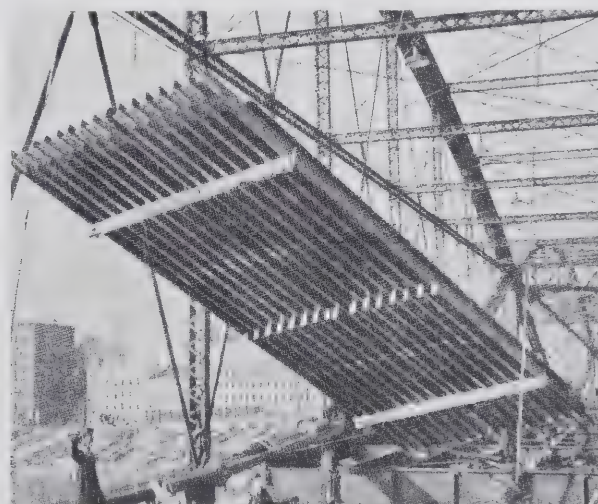


Fig. 6 - Collocazione del piano stradale in alluminio sul ponte Smithfield di Pittsburg.

La principale caratteristica dei profilati e delle lamiere d'alluminio consiste nel basso peso specifico del materiale che è circa il 36% di quello dell'acciaio; sovente è l'elevata resistenza a corrosione che fa preferire l'impiego del metallo leggero ma in generale è sempre la leggerezza che interessa maggiormente il costruttore.

La fig. 3 mette in raffronto quattro tipi di profili in acciaio

con altrettanti in lega 17 S-T per far vedere in ciascun caso l'entità del peso economizzato con l'impiego del metallo leggero. Le sezioni raffigurate nel primo caso sono state adoperate per la costruzione di una struttura lunga m 1,70 e sollecitata a trazione da un carico di 36000 kg. Data l'uguaglianza perfetta delle sezioni, con la struttura in alluminio si realizzò un'economia in peso del 64%.

Nel secondo caso fu costruita una trave lunga m 1,70 sottoposta, al centro, ad un carico concentrato di 2200 kg: per la struttura in acciaio fu sufficiente una trave da 5 pol. pesante 10 lb per piede ingl., per quella in lega 17 S-T avente la stessa sezione, il peso raggiungeva soltanto 3,53 lb. per piede di lunghezza con un'economia del 64%. In questo caso però le deformazioni sono tre volte più grandi di quelle della struttura in acciaio. Nel terzo caso s'è voluto far vedere quale deve essere la sezione di una trave a I in lega 17 S-T avente, sotto lo stesso carico, la stessa freccia di una trave gemella in acciaio; in questo caso si è avuta un'economia di peso del 46%.

Nell'ultimo caso si paragonano le sezioni delle strutture soggette a compressione; riguardo a quella d'acciaio le sezioni son le stesse di quelle adoperate nel primo caso e la membratura sopporta un carico totale di 32000 kg. Data la diversa resistenza offerta ai carichi di punta dai due materiali, la sezione delle strutture in alluminio sarà in questo caso leggermente aumentata; l'economia di peso è però sempre notevole e raggiunge circa il 60%.

Essendo una struttura sottoposta in generale a sollecitazione combinata di trazione, flessione e compressione è facile prevedere quale sarà l'economia di peso complessiva realizzata con l'impiego di leghe d'alluminio; l'esperienza ha dimostrato che adoperando p. es. la lega 17 S-T nella costruzione di vari tipi di strutture si può esser sicuri di raggiungere un'economia in peso del 50-60% rispetto alle stesse strutture costruite in acciaio. In pratica però poche strutture sono costruite interamente in alluminio per cui l'economia raggiunta nella costruzione complessiva può risultare inferiore ai valori precedentemente dati.

Paragonando p. es. una vettura tranviaria in alluminio con una simile in acciaio benchè alcune parti della prima pesino la metà delle corrispondenti in acciaio, l'economia nel peso complessivo della vettura in alluminio potrà essere inferiore anche al 20% per la presenza, nelle due vetture, di materiale eterogeneo.

Si hanno ormai svariati esempi d'applicazione delle leghe leggere nel campo dell'ingegneria meccanica: fra essi possiamo citare la potente grù visibile in fig. 4 lunga complessivamente 73 m. Un braccio di così notevole lunghezza non sarebbe stato certamente realizzabile se non si fosse impiegato il metallo leggero per gli ultimi 45 m; questa grù che può sollevare oltre la benna un carico di 14 tonn. venne costruita dalla St. Louis Shipbuilding and Steel Co. d'America.

La fig. 5 mostra la più grande benna finora costruita con le strutture interamente in lega d'alluminio. Un altro interessantissimo esempio è quello mostrato in fig. 6 riguardante la sostituzione del piano stradale in acciaio del ponte di Smithfield Street di Pittsburg con uno in lega d'alluminio. Questa sostituzione ha permesso di scaricare dalle vecchie strutture del ponte il peso di circa 1000 kg per ogni piede lineare e di allungare la vita del ponte stesso di altri 25 anni.

Questi pochi ma caratteristici esempi ci dimostrano il successo ottenuto dalle leghe d'alluminio grazie all'intelligente maniera con la quale esse sono state impiegate nei vari campi dell'ingegneria moderna.

P. F.

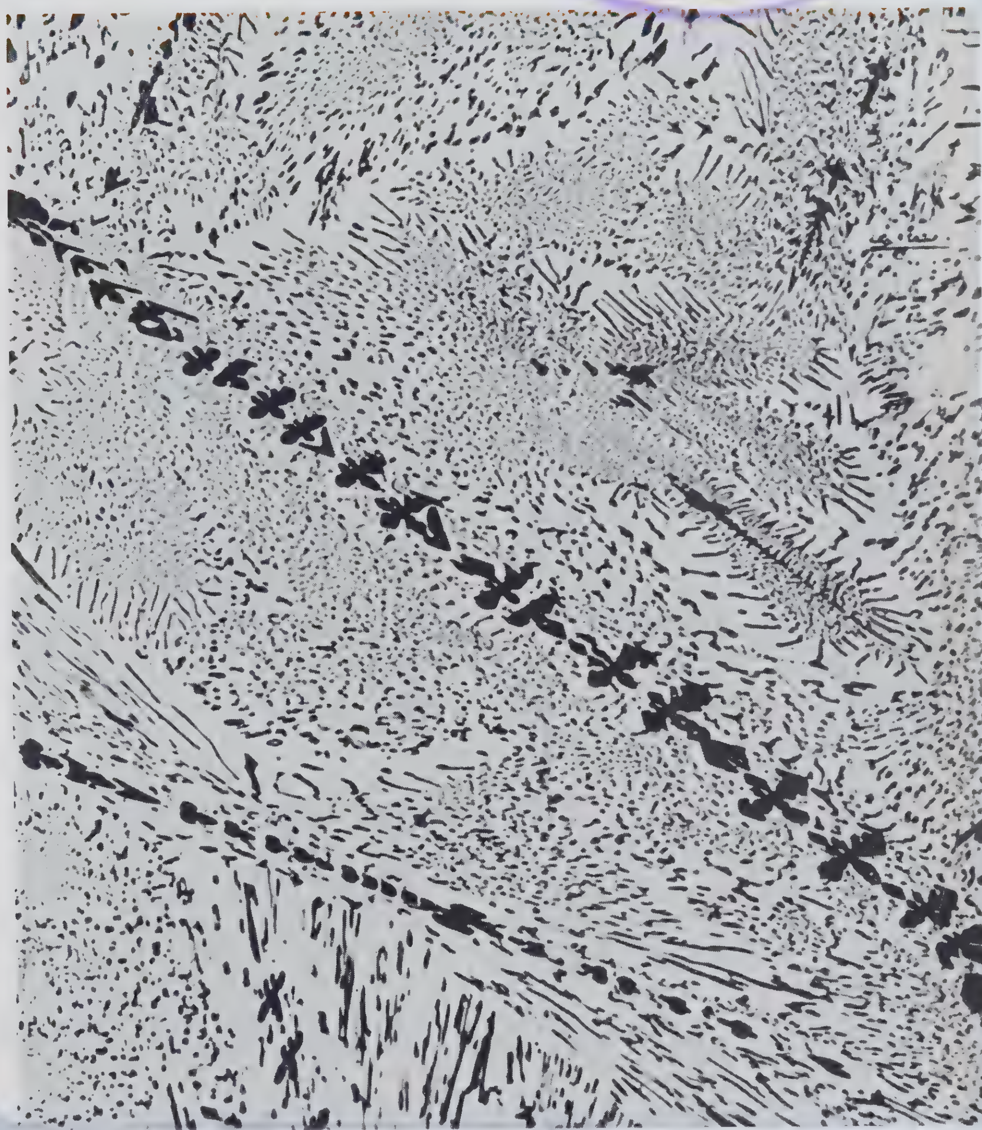
I° CONVEGNO NAZIONALE DELL'ALLUMINIO E MAGNESIO

Milano, 20-22 Ottobre 1939-XVII

Una completa relazione sui lavori del Convegno verrà pubblicata nel prossimo numero della nostra Rivista

Prof. *UMBERTO FERRARI, Direttore responsabile.* ARTI GRAFICHE STEFANO PINELLI - VIA BORDONI, 2 - MILANO

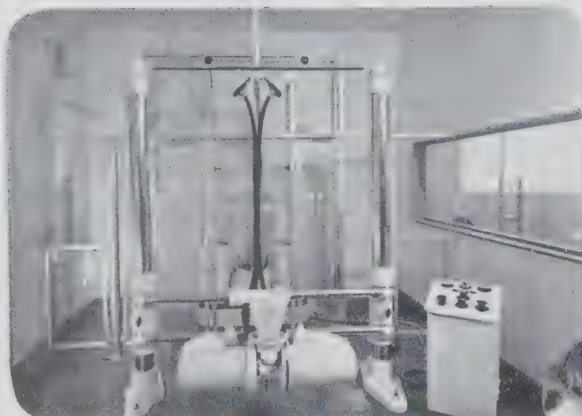
ALLUMINIO



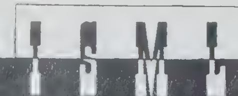
N. 6 • NOVEMBRE • DICEMBRE 1939-XVIII

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI DELLA FEDERAZIONE NAZ. FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI








ISML

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA FEDERAZIONE NAZIONALE FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

VOLUME IX

1940-XVIII

MILANO - Via Cappellari, 2

Tipografia STEFANO PINELLI - Via Bordoni, 2 - Milano - 1941-XIX

I. - INDICE ALFABETICO DEGLI AUTORI

Le abbreviazioni che precedono il numero della pagina hanno il seguente significato:

M = Memorie originali — **R** = Recensioni — **NE** = Notiziario economico
NT = Notiziario tecnico — **NR** = Note redazionali — **NO** = Norme, unificazione
RSP = Rassegna stampa periodica (Riassunti)
LD = Lettere alla Direzione

II. - INDICE ANALITICO DELLE MATERIE

Le abbreviazioni che precedono il numero della pagina hanno il seguente significato:

M.m = Memorie originali
NR = Note redazionali
R = Recensioni
NT = Notiziario tecnico
NE = Notiziario economico
LD = Lettere alla Direzione
NO = Norme, unificazione
CE = Corrispondenze dall'estero
RSP = Rassegna della stampa periodica (Riassunti)

Gli argomenti delle memorie sono contrassegnati con **M** o **m** secondo che essi compaiano o non compaiano nei titoli delle memorie.

A

Elenco delle Memorie originali pubblicate nell'anno 1940

Anno VIII - N. 6 Novembre-Dicembre 1939-XVIII

ALLUMINIO

RIVISTA TECNICA DEL GRUPPO METALLI LEGGERI

DELLA FEDERAZIONE NAZIONALE FASCISTA DEGLI INDUSTRIALI METALLURGICI

Direttore: Prof. UMBERTO FERRARI

Redazione, Amministrazione e Pubblicità: **MILANO** - Via Cappellari N. 2 - Telefono N. 84.569

Un numero separato . . Italia L. **10** - Estero L. **15**
Abbonamento . . . . . . » » **50** - » » **80**

Abbonamento cumulativo con LA METALLURGIA ITALIANA
Italia L. **100** — Estero L. **170**

SOMMARIO

COMITATO DI REDAZIONE

REDAZIONE

CORRISPONDENTI ESTERI

L'insegnamento scientifico e tecnico nei suoi rapporti con la metallurgia leggera

Relazione presentata al I Convegno Nazionale dell'Alluminio e del Magnesio - Milano, 20-22 Ottobre XVII

C A R L O   P A N S E R I
Direttore dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri - Milano

L'A. mette in evidenza gl'inconvenienti presentati dall'attuale sistema di reclutamento e sopratutto di istruzione professionale del personale tecnico laureato nel campo della metallurgia; rileva lo scarso rendimento degli attuali corsi di perfezionamento, e la deficienza di cattedre universitarie di metallurgia e propugna l'istituzione d'una nuova specializzazione in « ingegneria industriale metallurgica » accanto a quelle classiche. Infine illustra l'opera e le finalità dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri, intese come contribuzioni al perfezionamento tecnico dei giovani laureati.

Class. Dec. 669.715.001

Qualche tempo fa una nota rivista metallurgica americana si chiedeva se poteva parer logico che, mentre ogni grande industria si sarebbe ritenuta in stato di pericolosa precarietà ove le sue scorte di materia prima non le avessero data la sicurezza dell'avvenire, nessuna si fosse mai seriamente preoccupata delle sue scorte di personale tecnico specializzato e delle sue fonti di approvvigionamento.

E continuava, meravigliandosi che alle elaborate norme di accettazione dei materiali non corrispondesse alcuna ragionata norma di assunzione del personale tecnico, nè alcun preordinato principio di selezione.

Questa pretesa di portare nel campo dei valori spirituali e culturali la mentalità ed i metodi impersonali delle misure materiali può forse immediatamente repugnare al nostro spirito umanistico; ma mi par certo, a ben riflettere, ci si debba venir subito convincendo che, se il paragone è brutale, non cessa per questo di apparire essenzialmente espressivo e realistico.

Ed io reputo che per noi i tempi siano appunto maturi per saper considerare i problemi della cultura tecnica con quello stesso spirito realizzatore che nel volgere di pochi anni ha condotto l'industria metallurgica italiana a quelle posizioni d'indipendenza che le nazioni industrialmente più progredite hanno conquistato solo dopo lunghi decenni di duro lavoro.

Varie competenti voci si sono del resto levate in questi ultimi mesi per sollecitare l'attuazione di quel piano di collaborazione fra scuola e industria che, forse in nessun campo come in quello della metallurgia, appare in Italia così necessario ed urgente.

Ma per porre questa collaborazione sopra un piano fattivo, occorre in primo luogo superare quelle barriere mentali che taluni vieti pregiudizi si ostinano a voler mantenere; uno di questi è senza dubbio da ricercare in quella netta divisione che così gratuitamente è operata fra lo scienziato e il tecnico, fra la ricerca scientifica e la ricerca tecnica, come se si potesse operare nella Scienza questa dicotomia così cara ai complicati ed ai superficiali e, tutto sommato, così vuota di significazione.

I teorici della Scienza, veramente, amano questa sorta di distinzioni; e, forse a buon diritto, non ammettono che il ricercatore di laboratorio possa venir confuso con lo speculatore, con il filosofo della ricerca. Nei trattati di logica, l'esercizio della ricerca pratica, il complesso delle minute osservazioni che la costituiscono, l'elencazione di dati d'esperienza e la catalogazione di fatti che la completano, lo stesso ottenimento di un risultato praticamente interessante che a volte la concludono, sono ritenute operazioni essenzialmente estrinseche, che non possono per altro condurre che alla costruzione di edifici di pseudoconcetti puramente empirici o rappresentativi.

Ma lasciamo, di grazia, ai filosofi ed agli speculatori la risoluzione di tali problemi della conoscenza; lasciamo che la nostra scienza, come noi sappiamo o dobbiamo intendere e praticare, sia posta sopra, allato oppur sotto le pure scienze dello spirito; confessiamo pure che a tali problemi non abbiamo nè l'abito mentale nè il tempo materiale, ma non contribuiamo a creare dualismi e distinzioni in quello che è il campo della nostra stessa attività.

Un collega dallo spirito tagliente mi diceva appunto, a proposito della distinzione fra ricerca pura e ricerca tecnica nel campo metallurgico che, secondo lui, la cosa era chiarissima, nel senso che la ricerca pura era quella diretta ad ottenere risultati inutili e la ricerca tecnica era quell'altra. E, tutto sommato, andava perfettamente d'accordo e con Bacone e con una quantità di altri filosofi della tendenza naturalistica, non senza accontentare anche lo spirito pratico e sbrigativo di quell'ente, non so se noumenico o fenomenico, che si suole identificare nell'uomo della strada.

Occorre anche superare quel pregiudizio, polarizzato in senso inverso, che crede ancora alla esistenza nel nostro campo degli scienziati che « con l'ausilio di un quadernino da una lira e una matita da cinquanta centesimi, nel loro studio, collegano tra loro le osservazioni degli altri in una sola teoria intelligente ». Tutto ciò, badiamo bene, si poteva leggere qualche giorno fa sulle colonne di un noto quotidiano a proposito delle grandi istituzioni scientifiche e tecniche americane, non senza rilevarvi un sottile senso di superiore benevolenza.

Ma purtroppo le ricerche industriali in genere, e quelle metallurgiche in ispecie, non si fanno coi quadernini da una lira, e se mai questi possono servire è per trascrivervi i risultati ottenuti dalla manipolazione di apparecchi assai più costosi e complessi di una matita da cinquanta centesimi.

Quanto agli scienziati geniali, essi nascono quando e dove vogliono; anche in Italia, dove pure l'intelligenza ed il genio sono fenomeni assai men rari che altrove.

E del resto, perchè non dobbiamo, in questo caso ed in questa sede, riportare la mente a quel Leonardo che pure nel suo dizionario diceva la teorica essere « scienza senza pratica » ed ammoniva a fuggire « i precetti di quelli speculatori, che le loro ragioni non sono confermate dalla esperienza »?

Ogni scienza ha i suoi modi di essere e di esplicarsi; ed ogni scienza pratica e positiva, oltre ai principali, si fonda sopra una inifinità di particolari che debbono essere conosciuti ed applicati nei singoli casi. Tale è ancora la scienza metallurgica; la quale, per quanto come ogni scienza applicata tragga contributo dalla chimica, dalla fisica, dalla cristallografia, dalla meccanica e dalle varie tecnologie, ha pure metodi propri e finalità che le sono peculiari.

E' adunque necessaria una istruzione speciale per affrontare i problemi che si presentano nell'esercizio pratico della metallurgia come è necessario un tirocinio di studi appositi per allenarvi, con rigore di metodo, i giovani che questi problemi saranno domani chiamati a risolvere.

Esula dal nostro compito e dal nostro mandato l'indagare se l'insegnamento della metallurgia appaia, negli attuali programmi universitari, sufficientemente allineato coi tempi e coi bisogni della Nazione.

Certo è che qualche riserva sulla efficienza di questi programmi è legittimo porre quando, scorrendo gli annuari dei nostri Istituti Superiori, si trova che in Italia esiste una sola cattedra ordinaria di metallurgia e che questa scienza è ritenuta materia facoltativa, non solo per gli allievi ingegneri civili, ma anche per gli allievi ingegneri elettrotecnici chimici e meccanici.

Ciò significa che un ingegnere laureato da un qualunque Politecnico italiano può legalmente ignorare la metallurgia. E' fatta una sola eccezione per gli ingegneri minerari, i quali hanno tuttavia una orientazione di studi che li porta necessariamente sopra una strada generalmente assai lontana da quella che noi pensiamo dovrebbe essere battuta dall'ingegnere metallurgico.

Fra la montanistica e la metallurgia vi è così poca attinenza — notava qualche mese addietro il senatore Ottavio Zoppi sulle colonne del Popolo d'Italia — come fra la coltivazione della barbabietola e l'estrazione dello zucchero. Vero è che fino a qualche anno fa, l'attrezzatura metallurgica italiana non era ritenuta tale da richiedere particolari provvedimenti di ordine culturale, nè le industrie metallurgiche sembravano aver ragione di preoccuparsi della maggiore o minore rapidità di rendimento dei loro giovani ingegneri, nè infine appariva così urgente la risoluzione di determinati problemi di produzione.

Attualmente la situazione è comunque sostanzialmente mutata; da un lato l'industria metallurgica italiana, potenziata, anzi rinnovata dal Regime, è venuta acquistando una importanza preponderante ed ha innanzi a sè un programma costruttivo degno delle nazioni più industrialmente progredite; dall'altro, la vitale ragion d'essere della indipendenza economica, pone questa industria avanti alla necessità di risolvere un enorme numero di problemi, per affrontare i quali occorre personale tecnico specializzato, allenato ed in grado di rendere entro il più breve tempo possibile.

E' da rilevare, del resto, come la realizzazione del programma autarchico investa, almeno per il cinquanta per cento, il campo della metallurgia.

Questa situazione dovrebbe quindi — almeno secondo la nostra opinione — non solo consigliare, ma consentire l'organizzazione di vere e proprie scuole superiori di ingegneria metallurgica, intese non come mere scuole di perfezionamento, ma come scuole di indirizzo e di specializzazione, nelle quali fosse elargito, immediatamente dopo il biennio di studi propedeutici, un insegnamento che, pur non trascurando le discipline fondamentali dell'ingegneria, fosse rapidamente e decisamente indirizzato sulle discipline proprie della scienza metallurgica.

Ci sembra opportuno rilevare a questo proposito che, in questa scuola ideale, la metallurgia dovrebbe essere intesa nel senso più vasto e comprensivo; per quanto il ferro sia un metallo indubbiamente assai rispettabile, non dovrebbe essere sottovalutata la posizione che sono venuti assumendo, in genere in tutto il mondo, ma presso di noi in ispecie, i metalli non ferrosi. La situazione particolare del nostro Paese è tale infatti da rendere particolarmente urgenti delle provvidenze culturali soprattutto relativamente al campo dei metalli non ferrosi autarchici. L'industria dei metalli leggeri, ad esempio, è in Italia assai giovane ed in continuo sviluppo. Essa specialmente ha necessità di creare i suoi quadri tecnici di esercizio e di ricerca; essa specialmente ha necessità di trovare il Paese tecnicamente preparato ad utilizzare i suoi prodotti nel modo più razionale possibile.

E a questo punto cade in acconcio una osservazione di indole particolare: la scienza metallurgica non insegna soltanto a produrre economicamente un metallo tecnicamente perfetto, ma ha sotto il suo dominio anche l'arte di applicare bene e col massimo rendimento quel metallo determinato.

Lo studio della metallurgia non deve quindi essere soltanto indirizzato verso la produzione ma altresì verso l'utilizzazione, attraverso la valutazione metodica delle caratteristiche chimiche fisiche meccaniche e strutturali di ogni singolo prodotto metallurgico. Questo lato della cultura metallurgica ci sembra appunto particolarmente manchevole e lacunoso nei giovani ingegneri neolaureati.

In generale la tendenza universitaria odierna in fatto di indirizzo particolare degli studi, almeno nel campo dell'ingegneria, è quella di favorire l'istituzione di scuole di perfezionamento.

Non riteniamo tuttavia che una scuola di perfezionamento, fosse pure completamente dedicata ai metalli leggeri, potrebbe rispondere completamente allo scopo. Vi sono da porre in primo luogo alcune osservazioni di carattere tecnico; nelle scuole di perfezionamento, l'ammissione è bensì riservata in genere ai laureati, ma non è prescritto un precedente indirizzo di studi; cosicchè l'ingegnere civile può seguire i corsi accanto all'ingegnere chimico, ed un laureato in chimica farmaceutica accanto ad un ingegnere minerario. Ora, delle due

l'una: o l'insegnante adegua il tono della sua lezione al livello della cultura, in questo caso non specializzata, dell'ingegnere civile, ed in tal caso l'ingegnere chimico ha poco da apprendere, oppure eleva il suo gergo tecnico all'altezza della cultura del più specializzato ed in tal caso l'ingegnere civile non segue completamente il suo maestro o lo segue con estrema fatica.

Nella parte sperimentale, che costituisce ovviamente l'insegnamento più utile, le cose non stanno altrimenti. Davanti al microscopio metallografico l'ingegnere minerario si orienterà rapidamente per la pratica che già possiede del microscopio mineralogico, ove all'ingegnere civile potrà anche accadere di versare l'olio di cedro entro la montatura di un obiettivo ad immersione come si è effettivamente verificato, sia pure in un caso rimasto famoso. Non parliamo poi delle conoscenze di chimica analitica, che reputiamo necessarie per la specializzazione metallurgica, che allora il paragone acquisterebbe sapore di paradosso.

D'altra parte, la possibilità di selezionare per titoli di studio i candidati ai corsi di perfezionamento, deve essere ritenuta, per ora almeno, puramente teorica, dato lo scarso numero di volonterosi che si presentano alle iscrizioni.

Ci sembra che ciò possa dipendere da una contingente situazione di fatto; in primo luogo, un corso di perfezionamento della durata normale di un anno accademico non permette al neo-laureato una qualunque altra occupazione per il carico di lezioni e di esercitazioni che esso comporta; in secondo luogo esso ritarda di un anno almeno l'inizio della vera e propria carriera, sì che sono assai rari quegli allievi che, magari a metà corso, non resistono alle offerte d'impiego, che l'attuale scarsezza di tecnici rende particolarmente frequenti ed allettatrici.

Con l'istituzione di una vera e propria specializzazione in ingegneria metallurgica, noi pensiamo che molti degli inconvenienti ai quali abbiamo accennato possano essere rimossi a tutto beneficio delle Scuole Superiori, degli studenti che le frequentano e delle industrie che si varranno dell'opera loro.

L'eccessiva specializzazione degli studi superiori è da molti docenti giustamente riguardata con diffidenza; e, in linea di massima, ci sembra sia giusto reagire, nel campo dell'insegnamento almeno, contro l'eccessiva proliferazione di studi particolari posto che è riconosciuto assioma che indirizzare la cultura esclusivamente in profondità toglie l'esatta visione dell'orizzonte; ma pure il progresso tecnico, alla marcia del quale assistiamo, è puro frutto di specializzazione e di specializzazione nella specializzazione.

Del resto, l'istituzione di scuole di applicazione per ingegneri metallurgici non dovrebbe rappresentare, allo stato odierno della cultura tecnica, un fatto che urti contro il principio unitario più di quanto non faccia o rappresenti l'istituzione di scuole di applicazione per ingegneri chimici o minerari. Nè in queste scuole si dovrebbe cercare la specializzazione nella specializzazione; ci si dovrebbe preoccupare piuttosto di orientare la cultura e la pratica sperimentale verso i modi ed i mezzi attraverso i quali si esplica l'esercizio della scienza metallurgica. Modi e mezzi che sono comuni, almeno fino ad un certo limite che in ogni caso non converrebbe sorpassare, sia alla siderurgia che alla metallurgia e metallografia dei metalli leggeri.

Non si può nè sperare nè pretendere che la scuola, anche specializzata, possa fornire ai neo-laureati, la pratica specifica che si richiederebbe nell'industria per un pieno e immediato rendimento; si deve poter ottenere tuttavia che i neo-laureati posseggano, oltre a quella preparazione generale che solo la scuola è in grado di formare nell'individuo, un sufficiente grado di iniziazione per affrontare quei problemi che potranno venire presentati loro sin dall'inizio della loro attività aziendale.

A completare la cultura e l'abilità sperimentale specifica potranno concorrere le larghe dotazioni dei laboratori aziendali di ricerche dei quali ogni grande industria oggi dispone o dovrebbe disporre.

Nel campo dei metalli leggeri, questo programma, che forse con eccessivo ardimento abbiamo tracciato, è stato limitatamente alla sua seconda parte, quasi completamente attuato.

Con la fondazione dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri, dovuto alla munificiente preveggenza del Gruppo Montecatini e del Gruppo S.A.V.A., si è venuti infatti a realizzare non solo un grande centro di ricerche, ma un mezzo di orientamento culturale specifico e di affinazione per i tecnici neo-laureati che vogliano dedicare la loro attività allo studio dei metalli leggeri.

A questo punto intendiamo di porre subito in evidenza una particolarità che distingue nettamente la ragion d'essere dell'Istituto Sperimentale da quella di un laboratorio aziendale di ricerche, sia pure riccamente dotato.

Ad un normale laboratorio aziendale di ricerche incombono solitamente compiti estremamente delicati ma a carattere diciamo così *centripeto,* nel senso che la ricerca vi è coltivata con intendimenti e finalità che tendono ad aumentare la somma di conoscenze aziendali sopra un determinato soggetto, sia sperimentando nuovi metodi e procedimenti di fabbricazione, sia sottoponendo alla critica sperimentale metodi e procedimenti in qualunque maniera provenienti dall'esterno.

Nel caso dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri la ricerca è coltivata con intendimenti che, continuando la nostra similitudine, diremo a carattere *centrifugo,* nel senso che ogni particolare problema è impostato, fin dove ciò è possibile, col presupposto di apportare un contributo alle conoscenza specifiche intorno alle proprietà dei metalli leggeri sopra tutto dal punto di vista della utilizzazione.

Perchè, intendiamoci, ai metalli leggeri è facilmente riconosciuta la proprietà *potenziale* di prestarsi ad ogni e qualunque applicazione, salvo poi, nel piccolo caso concreto che interessa il singolo, ad ammettere la comoda necessità della eccezione.

In altre parole, e se mi è concesso di ragionare per assurdo, la posizione mentale che ancòra vige in questo campo, sia pure limitatamente a qualche settore, non è diversa da quella di chi, pur riconoscendo e laudando la virtù energetica *potenziale* dell'acqua dei bacini montani, si ribellasse all'idea di vederla imbrigliata e concretata in una centrale idro-elettrica soltanto perchè un tubo della condotta forzata venisse a passare per la sua vigna.

All'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri incombe, in definitiva, un compito di consulenza; compito caratteristico e di alta responsabilità morale, che lo distingue dai congeneri organismi e che gli conferisce una fisonomia nuova, non solo per il nostro Paese, ma anche per le nazioni industrialmente più progredite.

Compito nuovo, ripetiamo, non tanto perchè manchino esempi esteri di *uffici* di consulenza tecnica, quanto perchè non esistono esempi di *laboratori di consulenza*, impostati esclusivamente su questo principio ed all'uopo opportunamente attrezzati.

E' singolare vanto dell'industria italiana dell'alluminio quello di avere, anche in questo campo, precorso i tempi e le situazioni, anticipando la realizzazione di quella collaborazione fra produttore e consumatore, fra grande e piccola industria, per la quale tanti voti furono espressi nel Convegno tenutosi lo scorso anno a Venezia, auspice il Centro Volpi di Elettrologia.

In questo senso l'opera e la finalità dell'Istituto Sperimentale rientrano esattamente nel tema della nostra Relazione e per vari ordini di fatti; in primo luogo perchè l'insegnamento tecnico nella sua più elevata e difficile espressione, si riassume appunto nell'opera di consulenza, in secondo luogo perchè è nei voti e nei programmi dell'Istituto il perfezionamento e, come abbiamo già detto, l'affinazione dei giovani tecnici; in terzo luogo perchè, oltre all'insegnamento superiore, riservato naturalmente ai laureati nelle discipline tecniche, l'Istituto Sperimentale in accordo con altre istituzioni, come ad esempio, con l'Istituto Veneto per il Lavoro, cura l'organizzazione dei corsi tecnologici, per artigiani e maestranze, fornendo all'uopo materiale didattico e dimostrativo, pubblicazioni tecniche e personale insegnante. In breve, perchè l'opera e le finalità dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri sono totalmente proiettate verso l'esterno.

* * *

Dice una vecchia parabola che il seme renderà per quanto è arato il terreno; questa ci riconduce al punto dal quale abbiamo prese le mosse.

E' compito inconfondibile della scuola quello appunto di preparare il terreno; compito delicato e difficile, per il quale si richiede scienza, esperienza e *intelletto d'amore*.

E' per questo *intelletto d'amore*, che noi sopporteremo l'anatema del filosofo che rimprovererà allo « specialista » la tendenza ad ampliare « ciò che egli pratica e a disconoscerne la vera qualità e i logici confini ».

Può darsi anche che da non diverso amore derivi ai giorni nostri « la vertiginosa moltiplicazione di scienze, alla quale il filosofo assiste ammirato, e che rammenta il miracolo dei sette pani e dei cinque pesci ». Di una cosa tuttavia ci sembra d'essere certi; ed è che la pratica della filosofia, sì della scienza come della storia, è pratica di gente ricca e di tempi riposati. Alle nostre generazioni è stato dato in sorte il compito non riposante di costruire la storia, e di esercitare la scienza per quanto essa è arma di successo per i popoli e per le nazioni.

Lasciamo adunque ai nostri nepoti il compito di scrivere la storia e di trarne una filosofia, ed alle generazioni venienti il debito di filosofare sulla Scienza.

I compiti che ci sono stati additati sono compiti di realizzazione concreta e non di astratta speculazione; e sono compiti alla risoluzione dei quali tutte le forze fattive della Nazione sono chiamate a collaborare nel campo delle loro specifiche attribuzioni. Che anche la Scuola debba concorrere a quest'unico fine, con l'adeguamento dei mezzi che sono in suo potere, non ci par dubbio, poichè anche in questa attività non è dubbio che *chi si ferma è perd*

Istituto Sperimentale . *Ietalli Leggeri* - Milano
Settembre 1939-X\

SULLA DETERMINAZIONE DEL TITANIO NELL'ALLUMINIO E NELLE LEGHE LEGGERE COL METODO DELLA COLORIMETRIA ASSOLUTA

MARCELLA MONTICELLI e FABIO SINIGAGLIA

dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri - Milano

Gli AA. hanno studiato i metodi per la determinazione fotometrica del titanio, impiegando soluzioni campione contenenti quantità crescenti di questo elemento.

E' stato possibile verificare sperimentalmente che la curva, ricavata da queste prove nel campo utile considerato, rispetta rigorosamente la legge di Beer.

Gli AA. hanno inoltre potuto dimostrare che il solfato di alluminio, presente nelle soluzioni campione, non altera in modo sostanziale i valori ottenuti.

Si è studiato inoltre l'influenza esercitata da altri elementi presenti nella soluzione campione (Fe, Ni, Cr); per il ferro si è determinato l'esatta quantità di acido fosforico da aggiungere alla soluzione in esame.

Si allegano, infine, alcuni metodi analitici, da seguire per la determinazione fotometrica del titanio nell'alluminio e nelle sue principali leghe leggere.

Class. Dec, 669.715.295 : 545.81

Il notevole sviluppo che i metodi colorimetrici hanno subito in questi ultimi anni anche nel campo delle analisi metallurgiche ed il favore sempre crescente da essi incontrato sia negli ambienti scientifici che in quelli industriali, stanno a testimoniare in modo inequivocabile i reali vantaggi che questi sistemi analitici offrono.

In realtà, questo sviluppo è dovuto in particolar modo ai metodi fotometrici dei quali si intuì subito il valido ausilio nella misurazione dell'intensità di colore dei complessi che si ottengono nelle varie reazioni cromatiche.

I vantaggi che questi metodi offrono sono molteplici; anzitutto un risparmio considerevole di tempo, poichè le lunghe e laboriose operazioni analitiche (separazioni, calcinazioni, pesate, ecc.) vengono ad essere naturalmente eliminate. Ciò rappresenta un fattore di fondamentale importanza, specie per quei laboratori annessi ai centri di produzione, che debbono svolgere un complesso di analisi giornaliere elevatissimo; lavoro che richiede, oltre che personale ben specializzato, anche apparecchi adatti allo scopo.

Altro vantaggio indiscusso sta nel risparmio considerevole di reattivi; con l'eliminazione infatti delle varie operazioni analitiche, vengono ad essere eliminati tutti i reattivi necessari alla esecuzione di una comune analisi.

La letteratura sull'argomento è notevolmente feconda di memorie; ma se in realtà si è alquanto lavorato nel campo degli acciai ed abbastanza anche in quello delle leghe leggere valendosi sempre però del fotometro di Pulfrich, ben poco invece si è concluso, riferendosi sempre alle leghe leggere, col fotometro Leifo K della Casa Leitz.

H. Ginsberg (1) in un suo lavoro sulla fotometria del titanio nelle allumine, ha comunque messo in evidenza i risultati da lui ottenuti sia usando il fotometro di Pulfrich sia il Leifo.

Partendo dalle conclusioni tratte da questo A., abbiamo ritenuto degno di interesse studiare, adoperando questo ultimo apparecchio, l'applicabilità della determinazione fotometrica del titanio nell'alluminio e nelle sue leghe in base ai metodi analitici già noti e consigliati per la determinazione colorimetrica.

Il fotometro Leifo consiste essenzialmente in uno stativo a carcassa quadrangolare metallica che contiene un calice in cui viene versata la soluzione da esaminare, un cilindretto di vetro che immergendosi nella soluzione varia lo spessore dello strato della medesima, un dispositivo di misurazione ed uno di confronto (fig. 1).

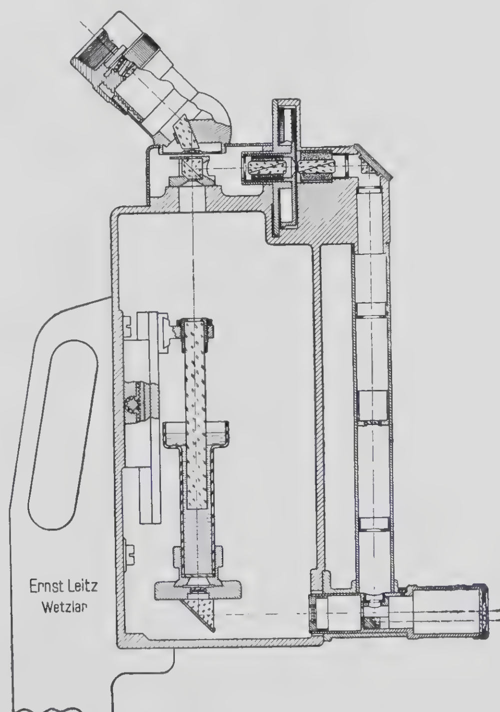


Fig. 1 - Sezione schematica del fotometro Leifo K.

Come sorgente luminosa serve o una lampada normale da 50 Watt oppure, allorchè sia necessario, una lampada a vapori di mercurio. I raggi luminosi seguono due cam-

(1) H. Ginsberg - *Zur Kolorimetrie des Titans* - Zeits. f. An. u. Allg. Chemie, 226, 57-64, (1935).

mini diversi; una parte di essi incontra prima due prismi polarizzatori, uno dei quali è girevole mediante un apposito bottone, ed infine un prisma di confronto posto nel sistema oculare dell'apparecchio.

L'altra parte dei raggi attraversa invece la soluzione in esame che si trova, come abbiamo detto, nel calice.

Il cilindretto di immersione è spostabile verticalmente mediante un ingranaggio, allo scopo di variare lo spessore dello strato di soluzione fra 0 e 6 cm. L'identità di chiarezza nei due campi dell'oculare viene ottenuta ruotando convenientemente il prisma polarizzatore mobile. Per ogni tipo di osservazione serve il particolare tipo di filtro che più si addice allo scopo.

La scelta del filtro deve essere operata con molta oculatezza; l'impiego poco adatto di un filtro può infatti portare a delle determinazioni completamente errate.

Ogni filtro possiede un determinato campo di trasparenza; solo in condizioni particolari, il modulo di estinzione di una data soluzione corrisponde esattamente al suo valore nel baricentro ottico del filtro.

Quanto più è limitato il campo di trasparenza del filtro e quanto meno varia il modulo di estinzione entro il medesimo, tanto più precisa sarà la determinazione di quest'ultimo.

Allorchè il valore del modulo di estinzione varia in modo sensibile entro il campo di trasparenza del filtro, si possono verificare degli errori notevoli nelle letture. In tali condizioni il modulo di estinzione assume dei valori troppo bassi in relazione al baricentro ottico del filtro.

Del resto, questo inconveniente è subito messo in evidenza dal fatto che, nella visione oculare, i due campi appaiono, in tali condizioni, di differente chiarezza, malgrado la presenza del filtro; l'uguaglianza della chiarezza, in questo caso presenta quindi serie difficoltà e non può essere mai effettuata in modo perfetto.

L'eventuale esistenza di un errore nel filtro può essere controllata con assoluta precisione determinando, sempre con lo stesso filtro, il modulo di estinzione a differenti altezze di colonna di liquido contenuto nel calice.

Se il valore così determinato rivela solo minime oscillazioni registrabili alla terza cifra decimale, il filtro non possiede alcun errore per quanto grande sia lo spessore dello strato.

In caso contrario, allorchè cioè la variazione si manifesta già nella seconda cifra decimale, tanto più grande è l'altezza dello strato, tanto più piccolo risulta il valore del modulo di estinzione. Questo inconveniente si è verificato anche durante la prima fase delle nostre ricerche, quando cioè adoperavamo come sorgente di luce la lampada normale da 50 Watt ed il filtro $\lambda = 4950$ Å, abbiamo invece ottenuto risultati pienamente soddisfacenti, usando la lampada a vapori di mercurio « Osram » ed il filtro $\lambda =$ Hg 4360 Å.

PREPARAZIONE DELLE SOLUZIONI CAMPIONE.

Per la preparazione delle soluzioni campione, abbiamo adottato il seguente metodo (2):

1 g di fluotitanato di potassio Kahlbaum, purissimo ed anidro, viene trattato in crogiolo di platino con acido solforico concentrato e tirato a secco 4 volte, allo scopo di scacciare il fluoruro, riprendendo ogni volta con un po' d'acqua e un po' di acido. Il residuo ottenuto si scioglie in poco acido solforico concentrato e si porta in un pallone tarato da 1000 cm³. Si aggiunge a questa soluzione 200 cm³ di acido solforico 1 : 1 e si porta a segno con acqua distillata. 1 cm³ di questa soluzione corrisponde a 0,0002 g di titanio. La soluzione va poi controllata mediante la analisi ponderale precipitando il titanio allo stato di acido metatitanico mediante l'aggiunta di ammoniaca, calcinando il residuo a 800°C in muffola e dosandolo sotto forma di biossido.

Dalla soluzione così ottenuta ed analizzata vennero prelevate determinate quantità per preparare le *soluzioni campione* colorate, da sottoporre all'esame fotometrico. A questo scopo si prelevarono con una buretta graduata ed esattamente tarata, i quantitativi previsti per le diverse *soluzioni campione* portandoli a volume in un pallone tarato da 100 cm³ dopo aver aggiunto 10 cm³ di acido solforico 1 : 1, da 10 a 20 cm³ di acido fosforico d = 1,7 (indicheremo più avanti l'esatto numero di cm³, a seconda dei casi che la pratica può offrire), 5 cm³ di acqua ossigenata al 3% ed un certo numero di cm³ di soluzione di solfato di alluminio corrispondenti ad 1 g di alluminio.

In presenza dell'acqua [illegible]genata le soluzioni si colorano in giallo, con una [illegible]nsità cromatica crescente in funzione diretta della [illegible]tità di titanio presente. Per evitare delle colorazioni [illegible]rate è indispensabile che l'acqua ossigenata sia co[illegible]nente priva di acido fluoridrico (3); perciò è da s[illegible]arsi l'uso di acqua ossigenata preparata dal per[illegible] di bario, mediante l'acido fluoridrico.

La presenza del ferro nelle soluzioni rende la colorazione malsicura a causa del colore giallo.

Per evitare questo i[illegible]eniente si aggiunge appunto l'acido fosforico perch[illegible] decolora le soluzioni in cui è presente il ferro e le [illegible]atte alla determinazione fotometrica.

L'aggiunta del solfato di alluminio è stata da noi prevista all'inizio di queste prove per riportare le *soluzioni campione* nelle medesime condizioni di una soluzione di alluminio o di una lega di alluminio in cui si esegue la ricerca del titanio.

Si temeva infatti [illegible]la presenza dell'alluminio potesse influire sui ris[illegible]ti ottenuti. In realtà invece, come abbiamo potuto [illegible]vare più tardi, da una copiosa serie di esperienze, l'alluminio non disturba sostanzialmente la determinazione fotometrica ed il grafico da noi tracciato, esaminando soluzioni campione contenenti solfato di alluminio ed in quantità variabile da 1 a 3 g di questo metallo, coincide perfettamente con quello tracciato esaminando le stesse soluzioni, ma prive di solfato di alluminio.

DETERMINAZIONE DELLA CURVA DI ESTINZIONE.

Nell'alluminio al titanio e nelle leghe di alluminio, il titanio è presente in quantità raramente superiore al 0,15-0,20%, mentre nel metallo puro questo tenore si abbassa sino al 0,02%.

Abbiamo appunto per questo considerato come campo utile di ricerca, per quanto si riferisce alle leghe

(2) TREADWELL-BOZZA - *Trattato di chimica analitica* - vol. II - 1929.

(3) Journ. Amer. Chem. Soc., 17, 718 (1895).

leggere, quello che si estende da un tenore di 0,02% ad un tenore massimo di 0,3% di titanio (fig. 2).

Il grafico è stato tracciato preparando soluzioni campione di varia concentrazione di titanio. Per avere sempre un controllo accurato del filtro e del valore ottenuto,

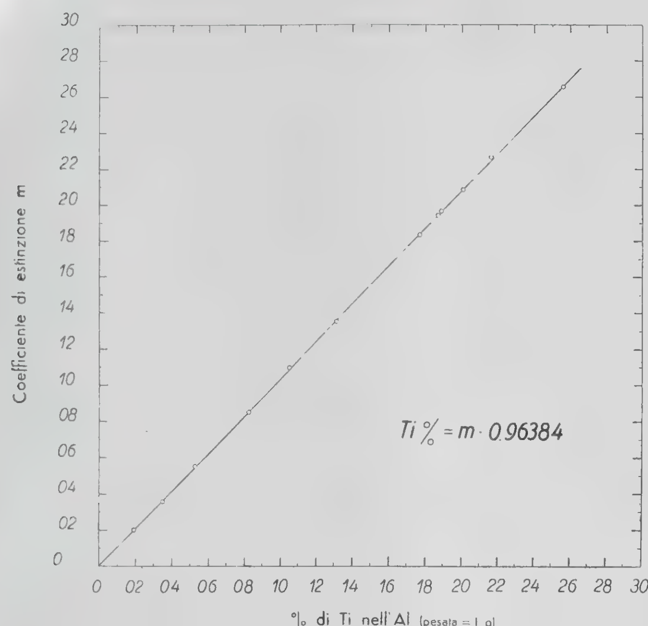


Fig. 2

abbiamo effettuato 2 serie di letture per ogni tipo di soluzione; ciascuna di queste letture è composta da 10 letture effettuate rispettivamente per un'altezza di strato di liquido uguale a 0 cm, 2 cm, 4 cm e 5 cm. In totale quindi le 2 serie di letture hanno fornito ben 80 determinazioni, che hanno quindi permesso di dedurre, per ogni soluzione esaminata, un valore assai esatto del modulo di estinzione (tabella 1).

Per quanto riguarda precisi dettagli relativi alla misurazione fotometrica ci si riferirà a precedenti pubblicazioni ed opuscoli della Casa Leitz, fabbricante del fotometro.

Dal grafico che le prove da noi condotte hanno dato modo di tracciare, si può facilmente dedurre che la legge di Beer è rigorosamente rispettata nel campo a noi interessante.

Abbiamo inoltre ricavato la semplice relazione che qui segue e che permette di ottenere il valore percentuale di titanio presente in una soluzione, in funzione del modulo di estinzione « m » ricavato, di un fattore di moltiplicazione e della quantità di sostanza adoperata « g »:

$$\text{Ti}\ \% = \frac{0.96384 \times m}{g}.$$

Gli errori sperimentali che si possono verificare adoperando il seguente metodo non sono notevoli, come del resto alcuni esempi riportati nella tabella 2 mettono in rilievo. In generale l'errore medio possibile, lavorando naturalmente con cura, si aggira intorno al $\pm 2\%$ di titanio.

Dopo aver tracciato il grafico abbiamo voluto accuratamente controllare se la presenza di qualche elemento nelle soluzioni, oltre all'alluminio ed al titanio, potesse alterare la colorazione e quindi pregiudicare la esattezza dei risultati ottenuti. Abbiamo quindi preso in esame soluzioni campione contenenti tenori variabili di ferro e di nichel, elementi che più facilmente sono presenti nelle leghe di alluminio.

SOLUZIONI CAMPIONE CONTENENTI FERRO.

Per quanto questo elemento sia presente nelle leghe di alluminio normalmente in quantità massima di 1.5%,

TABELLA 1. - **Esempio di una determinazione fotometrica eseguita su di una « soluzione campione ».**

« Soluzione campione » : Ti = 0.1775 %; H_2SO_4 1 : 1 = 10 cm.³; H_3PO_4 (d = 1.7) = 10 cm.³; H_2O_2 (3 %) = 5 cm.³

Serie di letture	Val. di W⁰ (1) per h (2) = O cm.	Val. di W⁰ per h = 2 cm.	Media dei val. di «m» (3)	Val. di W⁰ per h = 4 cm.	Media dei val. di «m» corrisp.	Val. di W⁰ per h = 5 cm.	Media dei val. di «m» corrisp.	Media val. di «m» per ogni serie di letture	Media compl. dei val. di «m»	Val. % di Ti corrisp. Ti = 0.96384 m (4)	Errore medio di Ti %
	44.7	27.-		17.7		14.2					
	44.8	27.5		17.5		14.2					
	44.8	27.-		17.8		14.2					
	45.-	27.2		17.4		14.2					
Ia	44.8	27.2	0.1850	17.3	0.1820	14.3	0.1820	0.1830			
	44.7	27.-		17.8		14.2					
	44.7	27.2		17.6		14.1					
	44.4	27.2		17.8		14.4					
	44.7	27.1		17.8		14.1					
	45.5	27.3		17.5		14.2			0.1835	0.17686	—0.0006
	44.8	27.1		17.4		14.2					
	44.6	27.4		17.4		14.-					
	44.8	27.1		17.4		14.2					
	45.-	27.4		17.4		14.3					
IIa	44.7	27.3	0.1850	17.3	0.1850	14.4	0.1820	0.1840			
	44.5	27.-		17.3		14.2					
	44.4	27.2		17.3		14.-					
	44.3	27.-		17.4		14.2					
	44.7	27.-		17.4		14.2					
	44.8	27.3		17.7		14.-					

(1) W⁰ = Valore dell'angolo di rotazione in gradi ottenuto portando i due campi dell'oculare alla medesima chiarezza,

(2) h = Altezza dello strato liquido sulla quale viene eseguita la determinazione.

(3) m = modulo di estinzione determinato.

(4) 0,96384 fattore di moltiplicazione ricavato della curva di estinzione.

abbiamo esteso le nostre indagini osservando il comportamento del modulo di estinzione fornito da soluzioni campione contenenti fino al 3% di Fe.

Le prove effettuate con soluzioni contenenti bassi tenori di ferro hanno fornito dei risultati coincidenti perfettamente con quelli già prima ottenuti con le soluzioni prive di ferro.

TABELLA 2 - **Esempio di calcolo degli errori sperimentali medi riscontrati su alcune determinazioni fotometriche.**

N° saggi	Contenuto % di Ti nella soluzione (a)	Media dei valori di "m„ ricavati fotometric.	Valore di "m„ calcolato : $m = \frac{Ti\ \%}{0.96384}$ (b)	Errore medio di Ti % (a±b) . 0.96384
1	0.2564	0.2660	0.2660	± 0.0000
2	0.2169	0.2270	0.2250	+ 0.0019
3	0.2012	0.2086	0.2087	— 0.0001
4	0.1775	0.1835	0.1841	— 0.0006

Con contenuti elevati di ferro (3% ∼) i risultati invece venivano ad essere sensibilmente alterati e fornivano dei tenori in titanio decisamente superiori al valore reale. La tabella 3 mostra come esempio, una delle prove da noi condotte. La soluzione campione aveva un tenore di titanio di 0.1876% ; ad essa vennero aggiunti 10 cm³ di acido solforico 1 : 1, un determinato numero di cm³ di una soluzione di solfato ferroso corrispondenti ad un tenore del 3% di ferro, 5 cm³ di acqua ossigenata e 7.5 cm³ di acido fosforico.

I risultati ottenuti da questa prova mostrano subito che la quantità di acido fosforico da noi usata era assolutamente insufficiente per impedire che la colorazione dovuta al ferro presente potesse influenzare sull'andamento della determinazione fotometrica.

La stessa prova condotta con la medesima quantità di titanio di acido solforico 1 : 1, d'acqua ossigenata, e di ferro presenti, ma con 20 cm³ di acido fosforico, ha permesso invece di ottenere risultati assolutamente esatti, fornendo infatti come media delle determinazioni il valore del modulo di estinzione uguale a 0,1946,

TABELLA 3 - **Influenza del ferro in funzione dell'acido fosforico presente.**

Soluzione	Media valori di "m„	Valore % di Ti corrisp.	Errore medio Ti %	Osservazioni
Ti = 0.1876% H_2SO_4 1 : 1 = 10 cm³ H_3PO_4(d. 1.7) = 7.5 cm³ Fe = 3% H_2O_2 (3%) = 5 cm³	0.2116	0.2015	+0.0139	Valore di Ti eccessivamente elevato dovuto a difetto di H_3PO_4 nella soluzione.
Ti = 0.1876% H_2SO_4 1 : 1 = 10 cm³ H_3PO_4 (d. 1.7) = 20 cm³ Fe = 3% H_2O_2 = 5 cm³	0.1946	0.1876	±0.000	Valore esatto; la quantità di H_3PO_4 è dosata correttamente.

valore che corrisponde sul grafico al contenuto di titanio presente nella soluzione adoperata.

E' bene quindi, come abbiamo prima accennato, variare la quantità di acido fosforico a seconda delle leghe in esame, facendo in modo che questa quantità non sia mai inferiore ai 10 cm³ e raggiunga nei casi in cui il ferro sia presente nella lega in tenori elevati i 20 cm³. Si tenga presente, inoltre, che quest'aggiunta di acido fosforico, nella quantità minima ora prevista, è stata da noi sempre effettuata anche con soluzioni campione prive di ferro, e questo in quanto l'acido fosforico altera da per se stesso ed in modo sensibile i risultati delle varie determinazioni.

SOLUZIONI CAMPIONE CONTENENTI NICHEL.

Questo elemento si trova frequentemente nelle leghe di alluminio sia in proporzioni basse, sia in proporzioni che raggiungono anche il 2%.

Anche in questo caso, come per il ferro, vennero effettuate varie determinazioni fotometriche, con soluzioni campione a tenore variabile di nichel.

I risultati ottenuti da queste prove, con quantità di nichel anche fino al 2% hanno permesso di appurare che la presenza di questo elemento, non disturba sostanzialmente la determinazione del modulo di estinzione (tabella 4).

SOLUZIONI CAMPIONE CONTENENTI CROMO.

La presenza di questo elemento è risultata decisamente sfavorevole alle determinazioni fotometriche. Per il dosaggio del titanio nelle leghe contenenti cromo, vedi più avanti. (Analisi della lega duralite al cromo).

TABELLA 4 - **Esempio di determinazione fotometrica per controllare l' influenza del nichel.**

Soluzione	Media valori di "m„	Valore % di Ti corrisp.	Errore medio Ti %	Osservazioni
Ti = 0.1900% H_2SO_4 1 : 1 = 10 cm³ H_3PO_4 = 10 cm³ (d. 1.7) Ni = 2%	0.1970	0.1898	—0.0002	Valore esatto; il nichel non influisce sulla determinazione fotometrica.

DETERMINAZIONE FOTOMETRICA DEL TITANIO NELL'ALLUMINIO.

Per questa determinazione consigliamo il seguente metodo :

da 1÷5 g di sostanza, a seconda del tenore di Ti previsto, vengono attaccati in capsula di platino o di nichel con circa 35÷50 cm³ di idrato potassico al 20%. Si copre la capsula con un vetro d'orologio, per evitare delle perdite, e si riscalda leggermente fino a reazione ultimata (4).

A questo punto l'analisi può essere condotta secondo due modalità ; la prima consiglia di filtrare, dopo raffreddamento, la soluzione attraverso un filtro a setto poroso 1 G 4; il residuo, costituito da ossidi idrati di elementi presenti nell'alluminio (Fe, Ti, e tracce di Si), viene disciolto con circa 10 cm³ di acido solforico 1 : 1 caldo e raccolto in un palloncino da 100 cm³. A questo liquido si aggiungono 10 cm³ di acido fosforico (d = 1,7) e 5 cm³ di acqua ossigenata al 3%. Dopo raffreddamento la soluzione viene portata a volume e quindi su di essa viene eseguita la determinazione fotometrica.

---

(4) *Chemische Analysen - Methoden für Aluminium u. seine Legierungen* - Aluminium Zentrale - Berlin (1938).

Con la seconda modalità invece, la soluzione ottenuta dall'attacco con idrato potassico, viene versata con cautela, dopo raffreddamento, in circa 50÷250 cm³ di acido solforico 1 : 1, posto in capsula di porcellana. Si riscalda la soluzione allo scopo di sciogliere l'idrato di alluminio formatosi e di portarla a piccolo volume. Si versa il tutto in un palloncino da 100 cm³ e si aggiungono 10 cm³ di H_2SO_4 1 : 1, 10 cm³ di acido fosforico (d = 1,7) e 5 cm³ di acqua ossigenata al 3%.

Dopo raffreddamento, la soluzione viene portata a volume e quindi su di essa viene eseguita la determinazione fotometrica.

Il primo metodo ha come scopo quello di eliminare l'alluminio dalla soluzione che viene esaminata al fotometro, alluminio che passa nel filtrato sotto forma di alluminato di potassio.

Nel secondo invece, la determinazione fotometrica viene eseguita con tutto l'alluminio presente sotto forma di solfato.

Come prima abbiamo messo in evidenza, la presenza dell'alluminio in una soluzione contenente titanio, non influisce assolutamente sui risultati ottenuti. Quindi entrambi i metodi sono ugualmente esatti ed egualmente consigliabili.

Spesso nei lavori di controllo delle fabbriche di alluminio si preferisce, per risparmio di tempo, eseguire la determinazione del silicio, del ferro e del titanio su di un unico attacco.

A tal uopo serve il metodo che qui segue che prevede sia l'attacco con miscela di acido solforico, nitrico e cloridrico, (miscela di Otis-Handy), sia l'attacco con idrato potassico al 20% (4).

1) *Attacco con miscela di acido solforico, nitrico e cloridrico.*

La miscela è formato nelle seguenti proporzioni: 20 cm³ di H_2SO_4 1 : 1, 60 cm³ di HNO_3 conc., 60 cm³ di HCl conc.

L'attacco viene eseguito su 5 g di sostanza; ad operazione avvenuta si porta tutto a completa secchezza, si riprende con acqua, si fa bollire fino a completa dissoluzione dei solfati e si filtra per separare la silice che viene dosata opportunamente.

Il filtrato viene portato a volume in un pallone da 500 cm³. Da esso vengono prelevati 200 cm³ di soluzione, equivalenti a 2 g di sostanza, necessari per la determinazione del ferro secondo il metodo Zimmermann-Reinhardt; ed altri 100 cm³ equivalenti ad 1 g di sostanza che, ridotti circa a 20 cm³ mediante blando riscaldamento, vengono poi portati a volume in pallone tarato da 100 cm³, previa aggiunta di 10 cm³ di acido fosforico e 5 cm³ di acqua ossigenata. Sul liquido così ottenuto si eseguiscono le determinazioni fotometriche.

Può darsi che nella soluzione ottenuta la quantità di acido solforico presente sia più rilevante che non nelle determinazioni precedentemente descritte, di campioni attaccati con potassa. L'acido solforico in realtà, come del resto lo hanno dimostrato varie prove da noi eseguite in proposito, non disturba la determinazione, purchè esso sia presente in forma libera almeno nelle proporzioni del 5% (5).

—

(5) Cookes, Select. Methods - III[a] ediz., pag. 121 (1894).

2) *Attacco con idrato potassico al 20%.*

5 g di sostanza vengono attaccati in capsula di platino o di nichel con circa 50 cm³ di idrato potassico al 20%, eseguendo le medesime modalità seguite nei metodi prima descritti.

La soluzione così ottenuta viene versata cautamente in una capsula di porcellana contenente 200 cm³ di acido solforico 1 : 1 e quindi riscaldata fino a svolgimento di copiosi fumi bianchi di anidride solforica. Si riprende, dopo raffreddamento, con acqua, si fa bollire e si filtra, eliminando così dalla soluzione la silice. Sul filtrato che viene portato a segno in pallone da 500 cm³ si eseguono le medesime operazioni prima descritte per l'attacco acido.

DETERMINAZIONE DEL TITANIO NELLE PRINCIPALI LEGHE DI ALLUMINIO.

La tabella 5, mostra le principali leghe da noi considerate con le rispettive analisi teoriche medie.

LEGA R. E. 2.

1) *Attacco acido*:

5 g di sostanza vengono attaccati con una quantità sufficiente di miscela acida, (120 cm³ H_2SO_4 1 : 1, 60 cm³ HNO_3 conc., 60 cm³ HCl conc.); sulla soluzione così ottenuta si esegue la normale separazione della silice. Sul filtrato, raccolto in pallone da 500 cm³ e portato a volume, sono da eseguirsi le identiche modalità consigliate per l'analisi del titanio nell'alluminio.

TABELLA 5 - Composizione teorica delle principali leghe di alluminio contenenti Ti - (alluminio: resto a 100).

Denominazione della Lega	Si %	Fe %	Mg %	Mn %	Ti %	Cu %	Ni %	Vari %
R. E. 2. . .	2	0.4	0.6	0.7	0.15	—	—	—
Duralite . .	0.7	1.5	0.5	—	0.15	3	0.6	—
Duralite al cromo	1	1.5	1	—	0.15	3	0.6	Cr. 0.15
Al 8 . . .	1.60	0.95	—	—	0.15	8.5	—	—
L 8 T . . .	—	0.90	—	—	0.15	12	—	—
L 8 N . .	—	0.90	—	—	0.15	12	0.50	—

2) *Attacco alcalino.*

5 g di sostanza vengono attaccati con circa 50 cm³ di idrato potassico al 20% in una capsula di platino o di nichel seguendo il medesimo procedimento che già abbiamo visto per l'analisi del titanio nell'alluminio.

LEGA DURALITE.

Anche per questa lega sono previsti sia l'attacco acido, sia l'attacco alcalino. Il rame viene separato da tutto il filtrato, ottenuto dopo separazione della silice, mediante l'elettrolisi.

Il liquido elettrolizzato viene portato a volume in pallone tarato da 500 cm³. Su 200 cm³ (2 g di sostanza) si determinerà il ferro, su altri 100 cm³ (1 g di sostanza) il nichel e su altri 100 cm³, infine, il titanio.

LEGA DURALITE AL CROMO (DURALITE CRF).

L'attacco e la separazione del rame sono in questa lega identici come nella duralite normale, operando però con miscela acida.

Il liquido elettrolizzato viene portato a 500 cm³ in pallone tarato. Su 100 cm³ (1 g di sostanza) si determinerà il nichel.

Per la determinazione del titanio abbiamo studiato il metodo che segue, e che prevede l'eliminazione del cromo, la cui presenza influisce in modo assai sensibile sui risultati.

Si prelevano dalla soluzione portata a volume di 500 cm³, 100 cm³ equivalenti ad 1 g di sostanza, e si aggiunge ad essi idrato potassico sino a reazione nettamente alcalina. Precipiteranno così il ferro, il cromo ed il titanio. Si tiene la soluzione a caldo su bagno di sabbia fino a che i precipitati si sono ben depositati, quindi si aggiunge una piccola quantità di perossido di sodio. Il cromo passerà così da idrato a cromato colorando in giallo la soluzione. Si fa bollire quest'ultima fino a completa eliminazione dell'ossigeno (6), quindi si filtra. Nel filtrato sarà presente il cromo mentre nel residuo saranno presenti il ferro ed il titanio. Si sciolgono i precipitati con acido solforico 1 : 3 freddo, si raccoglie in pallone da 100 cm³ e sul liquido portato a volume, con le solite modalità sopra descritte, si esegue la determinazione fotometrica del titanio.

Per quanto riguarda la determinazione del ferro, è bene eseguire un attacco a parte con idrato sodico, avendo cura prima di precipitare il ferro con ammoniaca di eliminare il cromo facendolo passare in soluzione come cromato, mediante aggiunta di perossido di sodio.

Per le altre leghe (Al 8, Al 10, L8T e L8N) si seguono le medesime prescrizioni ora dette per la lega duralite.

I metodi che ora abbiamo descritti sono stati da noi rigorosamente controllati su leghe a contenuto noto di titanio e si sono dimostrati perfettamente esatti e consigliabili.

* * *

Gli autori desiderano ringraziare il direttore dell'Istituto, prof. Panseri, per l'interesse con il quale ha seguito il loro lavoro e per il permesso di pubblicarne i principali risultati.

Un vivo ringraziamento va inoltre al collega Dr. Franco Platè per il valido aiuto prestatoci nella elaborazione della presente ricerca.

Istituto Sperimentale Metalli Leggeri - Milano, novembre 1939-XVIII.

(6) Eventualmente, per favorire la precipitazione del titanio, si può aggiungere alla soluzione, dopo completa eliminazione dell'ossigeno, dell'acido acetico.



Il primo Convegno nazionale dell'Alluminio e del Magnesio

Milano, 20-22 Ottobre 1939-XVII

Nei giorni 20, 21 e 22 Ottobre u. s. ha avuto luogo questo Convegno che è stato onorato dalla presenza di S. E. il Maresciallo PIETRO BADOGLIO e di S. E. LANTINI già Ministro delle Corporazioni e di numerose altre personalità.

Sono state presentate ben 64 relazioni e gli iscritti furono non meno di 476. Il Convegno si è svolto nei locali del Palazzo della Triennale al Parco, che ospitava, appositamente prorogata fino al Convegno, la Mostra di Leonardo e delle Invenzioni Italiane: dunque la cornice più adatta e più suggestiva che si potesse desiderare per un'adunanza di tecnici.

Il Convegno era stato indetto da S. E. Pietro BADOGLIO nella sua qualità di Presidente del Consiglio Nazionale delle Ricerche ed organizzato dal Conte Ing. G. OLDOFREDI, Direttore Generale della Mostra Leonardesca.

Al mattino di venerdì 20 ottobre, i convenuti si incontrano nel Teatro della Triennale, sul cui palcoscenico sono disposti il tavolo delle Autorità e dei relatori, nonchè per essere in istile, numerosi getti ed articoli industriali in lega leggera d'Al e di Mg, fra cui notiamo una ruota per artiglieria in Electron.

L'Ing. co. G. OLDOFREDI, organizzatore del Convegno, inizia lo stesso porgendo un breve saluto ai convenuti.

Sono al tavolo della presidenza S. E. BADOGLIO, i cons. naz. dott. A. TARCHI, dott. DI MARCO, ing. VENTURI, S. E. MANNI.

S'alza S. E. BADOGLIO e inaugura i lavori del Convegno dicendo:

In una delle sedute della Commissione Suprema per l'Autarchia venne affrontato il problema dell'alluminio e del magnesio. Specialmente per questo ultimo, che è metallo autarchico al cento per cento, il Duce ha dato ordini precisi per l'incremento della produzione, ed ha incaricato il Consiglio Nazionale delle Ricerche di effettuare una indagine all'estero circa l'uso del magnesio e delle leghe nei diversi settori dell'attività industriale, poichè in Italia l'uso del magnesio era quasi esclusivamente limitato all'impiego fatto dalle Forze Armate.

Io, come Presidente del Consiglio delle Ricerche, ho fatto fare questa indagine all'estero ed i risultati sono stati presentati al Duce. Ma poi ho accolto con vero entusiasmo la proposta di fare questo congresso dell'Alluminio, Magnesio e loro leghe, perchè Voi mi portaste il contributo del Vostro sapere in questo problema di interesse vitale per la Nazione.

Fedele sempre al mio stile, io non vado oltre nel mio dire: Lavoriamo!

Terminati gli applausi del pubblico, parla il cons. naz. VENTURI, vice presidente della Federazione Nazionale Fascista della metallurgia, il quale, anzitutto, porge ai congressisti il saluto di S. E. il Segretario del Partito, dicendo che «quella grande forza spirituale che è il Partito... sia presente a questa rassegna di tutte le forze che contribuiscono alla risoluzione di uno dei problemi più importanti per l'Autarchia». Egli chiude con le parole:

Se dai lavori di questo Convegno potrà risultare un bilancio realistico intorno alle possibilità attuali della produzione dell'alluminio, del magnesio e delle loro leghe, se dall'altro lato potrà risultare altresì un bilancio altrettanto realistico di quali sono le esigenze attuali del consumo di questi metalli e se dalla base di queste due constatazioni potrà sorgere una chiara indicazione di programma avvenire, che parallelamente incrementi la produzione ed il consumo di questi metalli, il Convegno avrà indubbiamente compiuto opera notevole, tale da renderlo benemerito nei confronti della Nazione. Questo è l'augurio che io esprimo in nome del Partito. Se questi risultati saranno raggiunti, noi tutti ne saremo certamente lieti e ne sarà lieta una grande ombra, quella di ARNALDO MUSSOLINI; il quale nella sua grande immensa sensibilità politica fu forse il primo a vedere ed a indicare la via dello sviluppo di questo metallo come un grande strumento per l'incremento della ricchezza del nostro paese, per l'incremento della ricchezza del nostro paese, per l'incremento della sua potenza militare.

S'alza di nuovo a parlare l'Ing. OLDOFREDI sull'organizzazione del presente Convegno, sui criteri seguiti e sui risultati ottenuti. Gli scopi assegnati da S. E. BADOGLIO erano infatti tre: *a*) fare «il punto» della situazione attuale della produzione di Al, Mg e loro leghe; *b*) vedere quali possibilità si presentano per l'incremento della produzione; *c*) porre in primo piano la produzione del magnesio, largamente insufficiente ai bisogni nazionali. L'Ing. OLDOFREDI passa quindi a ringraziare le Autorità, le personalità ed i componenti della Commissione ordinatrice del Convegno per la loro collaborazione. Ringrazia pure S. E. il Ministro Segretario del Partito, per avere egli sottolineato colla sua alta autorità l'importanza del Convegno, in un suo Foglio d'Ordini.

Ricorda d'avere raccolto materiale statistico presso le 186 ditte che adoperano Al, Mg e loro leghe.

Incominciano ora i relatori. Per il primo parla il cons. naz. ing. L. MANFREDINI della S. A. Montecatini su «L'alluminio, metallo nostro».

Non si deve credere, dice l'ing. MANFREDINI, che l'espansione dell'alluminio possa essere in contrasto con altre attività industriali od artigiane, segnatamente colla siderurgia. E' escluso che le leghe leggere possano in via ordinaria sostituire gli acciai da costruzione nelle carpenterie e tanto meno nel cemento armato; ciò ad onta di qualche esempio di strutture metalliche, come ponti e gru, dove la leggerezza può essere fattore essenziale.

L'esempio tedesco, dove alla sempre crescente produzione siderurgica fa riscontro la produzione di 200.000 t (previste pel 1939) di Al; quello degli Stati Uniti e dell'Inghil-

terra che impiegano Al per conduttori elettrici già da 25 anni, pur essendo entrambi ricchi di rame, dimostra la possibilità e la opportunità della convivenza dell' Al coi metalli pesanti.

La produzione italiana dell'alluminio è stata di 20.000 t nel 1937 e 26.000 t nel 1938.



Per l'anno in corso si prevedono 32.000 t e per il 1940, ben 40.000.

Nell'attesa di costruire i nuovi impianti idroelettrici necessari, l' O. propone di disciplinare l'energia invernale e calcola che in condizioni idrologiche normali si possa devolvere un supplemento di 30-35 milioni di kWh, per mese invernale, pari a 6-7000 t d'alluminio.

A questo modo si potrebbe arrivare ad una produzione massima di 42-43.000 t durante il 1940, a cui andrebbero aggiunte 8-9000 t d'alluminio di seconda fusione da rottami, attentamente selezionati e rigenerati. Così si arriverebbe a circa 50.000 t, di cui 14.000 t di leghe bonificabili.

Per 40.000 t d'alluminio sono necessari impianti idroelettrici, già esistenti, per 1,2 miliardi di kWh, corrispondenti all'incirca all' 8% della produzione nazionale e ad un capitale investito di 750-800 milioni di lire per i soli impianti eserciti dalla nostra industria.

Si conta di poter esportare 30-35.000 t di allumina, il cui prezzo è 15-20 volte superiore a quello della bauxite, il che dimostra l'utilità e necessità d'esportare allumina anzichè bauxite. Si cerca d'aumentare d'ulteriori 8-10.000 t la capacità della fabbrica « Montecatini » di Porto Marghera, mentre già oggi la capacità totale delle fabbriche italiane è di 130.000 t annue.

E' importante vietare l'esportazione di quelle bauxiti povere in silice che meglio si prestano alla lavorazione col processo Bayer. Oltre alla bauxite, questo processo consuma molto combustibile. Gli studi condotti in Italia hanno permesso di ridurre di molto il consumo di combustibile; inoltre per una fabbrica d'allumina a Porto Marghera è stato possibile usare il gas di cokeria prima disperso, e anche l'uso del carbone Arsa, in sostituzione della nafta, sta facendo progressi.

Gli impianti per l'estrazione del metallo dall'ossido comprendono oggi dei forni da 25.000 e anche da 30.000 A., con 12, 14, 16 anodi e oltre. Inoltre è studiato ed applicato anche l'anodo Söderberg. La materia prima di tali anodi è il coke di petrolio, che residua nelle raffinerie nazionali di petrolio. La sua principale caratteristica è una relativamente elevata resistenza all'ossidazione. Anche il coke di pece, residuo delle officine di gas e delle cokerie, viene utilizzato per anodi ed è in costruzione una fabbrica per produrre 8.000 t/anno di coke di pece, cioè i 2/3 del consumo italiano. Poichè già dal 1932 funziona a Porto Marghera un'officina di criolite sintetica (coll' HF ricuperato dalla produzione del perfosfato), ed un'altra sta sorgendo, dal 1940 l'autarchia in fatto di anodi e di criolite sarà totale, al 100%.

Un decreto del novembre 1938-XVII limita l'impiego del rame in molte applicazioni elettriche: si calcola un risparmio di 8-9.000 t di rame, cioè di valuta estera corrispondente a 50-60 milioni di lire.

Un secondo decreto è in attesa d'essere emanato, e si crede che permetta di risparmiare 500 t di stagno e altrettante di nichelio, corrispondenti a 25 milioni di lire.

Infine si sta per realizzare il ricupero del vanadio, esistente nella bauxite, dalle soluzioni sodiche del processo Bayer.

Dato l' interesse che presenta per i nostri lettori la relazione del Cons. Naz. Manfredini, il testo integrale di essa verrà pubblicato nel prossimo numero della nostra Rivista.

Segue il cons. naz. dott. A. Tarchi, che parla su: « Le possibilità di sfruttamento delle leuciti per la produzione dell'alluminio e del potassio ». Ecco un breve sunto:

L'utilizzazione della leucite risolve due problemi: quello dell'autarchia della concimazione potassica e quello dell'aumento della produzione dello alluminio.

In fatto di sali di potassio il consumo italiano è bassissimo sia in valore assoluto che rispetto ad altri paesi. Le materie prime potassiche in Italia sono: l'allumite o alunite, di cui esistono discreti giacimenti presso Civitavecchia; le acque marine, (è in progetto l'estrazione di 27.000 t dalle acque madri delle saline di Bu-Kammasc in Tripolitania); il salino potassico, residuo della distillazione dell'alcool dal melasso (lo si usa per la preparazione di sali tecnici di K); i giacimenti di silvite (KCl) in Dancalia (Dallol) già sfruttati in passato, giudicati non convenienti a rifornire la madrepatria, ma piuttosto l'Impero e i paesi orientali a causa del passaggio di Suez; infine le leuciti che teoricamente contengono 21,5% di K_2O, 23,4% di Al_2O_3 e 55,1% di SiO_2.

Le lave leucitiche conterrebbero 9000 milioni di t di K_2O e 11.000 milioni di t di Al_2O_3, costituendo così la più grande riserva conosciuta nel mondo per questi metalli. I giacimenti s'estendono dal lago di Bolsena fino ai monti Albani, su un'area di circa 165 × 40 km, in senso NE-SO.

Le attuali fabbriche d'allumina e d'alluminio e così pure gl'impianti idroelettrici sono tutti siti nell' immediata vicinanza o del confine alpino o del mare, per cui restano facilmente vulnerabili dalle azioni aeree. I giacimenti di leucite e le risorse idroelettriche da adibire alla loro lavorazione sono ubicati invece nelle montagne dell'Italia Centrale, quindi assai più protetti.

E' vero che l' Al_2O_3 estratto dalla leucite (che ne contiene il 20% estraibile) costa di più che non quello della bauxite (contenuto utile: 50%): sul prezzo d'un kg di Al il prezzo della leucite incide per 8,3%; quello della bauxite per 3,3%. Tuttavia ad es. in Germania, paese sprovvisto di bauxite, ove tale incidenza (per la bauxite) è di 7%, l'Al viene considerato metallo autarchico, in quanto che il resto viene speso nel paese.

Nel caso della leucite, il valore della potassa compensa poi il maggior prezzo dell' allumina. Lavorando 200.000 t annue di minerale, programma previsto dalla Corporazione della Chimica, si ricavano 42.000 t di K_2O e 46.000 di Al_2O_3, pari a 23.000 t di Al.

Poichè i giacimenti di bauxite sono notevoli, ma non inesauribili, all'estero si è studiata la lavorazione del caolino e dell'argilla, e in Germania un processo è stato anche applicato su scala semiindustriale. Questo processo ricava 1 t di Al_2O_3 da 5 di argilla e nel contempo perde 14 Kg di $(NH_4)_2SO_4$. In Russia si è sperimentata la nefelina, in Norvegia la labradorite e in Giappone l'allumite che promette buon successo.

I processi italiani per trasformare la leucite sono parecchi:

a) Processi acidi, diretti ad estrarre sia il K che l' Al. Il ricupero del SiO_2 è possibile, purchè sia conveniente economicamente.

b) Processi alcalini. Questi mirano esclusivamente al ricupero del potassio, trascurando l'alluminio, che viene trasformato in composti non lavorabili colla tecnica attuale: l'esecuzione tecnica somiglia al processo Bay[illegible]

[illegible]essi di doppio scambio. Si tratta la leucite con soluzioni di sali sodici per sostituire Na al K e ricavare il minerale « analcime ». Poichè non si conosce ancora un processo per ricavare di qui Al_2O_3, questo sarebbe da considerarsi perduto.

d) Processi termici. Questi permetterebbero di ricuperare sia K che Al, ma sono gravati dal forte consumo di combustibile.

Infine l'O. passa in rassegna alcuni processi italiani esaminati dalla Corporazione della Chimica e annuncia che due di essi, il processo Gallo all' H_2SO_4 e quello Jourdan-Mainelli verranno sperimentati su scala semi-industriale.

Terminata la sua relazione, il dott. Tarchi presenta una mozione in cui propone fra l'altro: di accelerare la realizzazione d'impianti per la lavorazione della leucite, di tendere verso processi autarchici anche nell'uso di reagenti, combustibili, ecc. nazionali, di sottoporre a sistematici vagli e confronti i processi per la lavorazione della leucite, esistenti e a venire; esaminare la possibilità d'attuare i progettati impianti d'estrazione del K dal-

l'acqua marina; ed infine assicurare alla industria italiana, entro il 1942, 46.000 t. ... estratto da 250.000 t. di leucite ed ...are ogni monopolio di questo minerale.

...opo il Dott. TARCHI segue il Prof. ... PANSERI direttore dell'Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri. Egli intrattiene i convenuti su: « La produzione delle leghe leggere ed i problemi ad essa connessi ».

Egli esordisce ricordando che dal 1929 in qua il consumo mondiale dell'alluminio è quasi raddoppiato, mentre il rame è stazionario e lo stagno è addirittura diminuito. Ricorda anche che l'Italia ha ancora un consumo d'alluminio « pro capite » troppo scarso; g 621 contro g 2640 della Germania, e 1300 dell'Inghilterra, pur tanto ricca di metalli pesanti nel suo Impero. Ciò sta a dimostrare che l'alluminio non è e non deve essere considerato un « ersatz », buono nei momenti di necessità, ma un materiale indipendente, capace di soluzioni costruttive nuove. Passando alle leghe da fonderia, nota come ne sia esagerato il numero: oltre mille, e nota come l' U.N.I. s'è accinta al gravoso compito d'unificare le leghe leggere in pani. Espone a grandi linee i criteri di questa unificazione, tanto utile quanto attesa, e ritiene troppo elevato il numero di tipi di lega (28) proposto dal progetto U.N.I.

Quindi il Prof. PANSERI passa alle leghe da lavorazione plastica e dichiara subito che di queste leghe tutti i tipi oggi esistenti sul mercato internazionale sono fabbricati in Italia e l'unico problema, se mai, sta nella quantità disponibile. Perciò appunto ora si stanno ampliando gl'impianti relativi.

Accenna poi all'opera svolta dall'Istituto Sperimentale Metalli Leggeri, e le finalità disinteressate che questo organismo si propone. Da ultimo accenna ai bronzi d'alluminio, di cui ricorda le notevoli proprietà, ottenibili ora con materiali di purezza sufficiente ed in seguito a lunghi studi; ed i successi ottenuti.

Tutt'e tre i relatori sono stati assai applauditi. Al termine l'ing. OLDOFREDI annunzia ai convenuti l'invito, ad essi rivolto, ad un vermut d'onore offerto dal Comune di Milano, che ha luogo poco dopo, colla partecipazione del Podestà di Milano, sen. GALLARATI SCOTTI e di altre autorità, nelle sale del Palazzo Marino.

Nel pomeriggio dello stesso 20 ottobre la seduta è aperta alle 16 da S. E. BADOGLIO. Oltre ai già citati, partecipa anche S. E. MARZIALI, prefetto di Milano.

Si inizia la discussione sulle relazioni svolte al mattino, con una osservazione del Gr. Uff. ing. DE SIMONE, ispettore al Ministero LL. PP., alla relazione del Prof. PANSERI. Egli dice subito che dal 1935 ad oggi la quantità di ferro messa a disposizione dell'industria s'è ridotta ad un decimo donde l'opportunità d'usare le leghe leggere anche in costruzioni civili, come ad es. in un ponte sul Tevere, da lui progettato per l'E. 42 ed ampiamente descritto in «Alluminio», Vol. VIII, N. 4, ... 211-215, 1939. Dopo di che l'O. insiste ... la necessità che le fabbriche d'allumi... rivolgano la loro attenzione ai bisogni ...ndustria edilizia in sostituzione del ...

...ie ora un breve ma interessante dibattito fra il prof. BLANC ed il cons. naz. dott. TARCHI intorno alla lavorazione della leucite.

Il prof. BLANC sostiene che la fabbrica di Aurelia fu chiusa non per difetto del processo di lavorazione, ma per la sopravvenuta crisi economica mondiale, che obbligò i proprietari americani a ridurre le spese. Il dott. Tarchi aveva detto invece nella sua relazione, che dopo i risultati di Aurelia la Corporazione della Chimica non ritenne più conveniente ritornare sui processi Blanc sia all' HCl che all'HNO_3.

Il prof. BLANC sostiene inoltre che il processo all' HCl fu attuato in via sperimentale a Bussi, non ad Aurelia, dove si attuò (sulla scala di 80 t/giorno) il processo all' HNO_3, e comunque il processo all' HCl è superiore; anche il dott. TARCHI acconsente di esaminare in seno alla Corporazione il processo BLANC all'HCl.

S'alza a parlare l'ing. GREPPI, presidente della Commissione Centrale Tecnica dell' U.N.I., il quale si riferisce alla conferenza del prof. PANSERI. Egli s'associa pienamente al punto di vista del prof. PANSERI stesso, di ridurre il numero di varietà considerato nel progetto d'unificazione delle leghe leggere.

Richiama anche l'attenzione sulla mentalità di certi industriali, un po' restìa alle novità.

L'ing. OLDOFREDI nota a questo proposito che egli ha già fatto raccogliere un vasto materiale statistico.

Seguono due relazioni lette rispettivamente dal generale ing. LUIGI SARRACINO, e dal colonnello ing. LUIGI CALLIGARIS.

Il Gen. L. SARRACINO nella sua conferenza: « L'applicazione dei metalli leggeri nell'esercito » esordisce ricordando ch' egli sin dal 1900 fece omologare il primo impiego dell' Al negli armamenti sotto forma di un modello di spoletta per artiglieria: e nel 1906 propose allo stesso scopo lo studio del duralluminio, appena inventato. La spoletta di lega leggera permette infatti di risolvere il problema di spostare all'indietro verso il fondello, il centro di gravità del proietto.

Oggi i 9/10 dello spolettame usato dal R. Esercito sono in lega leggera, che oltre al vantaggio balistico offre anche quello autarchico della sostituzione del rame. Le spolette anzidette offrono ogni garanzia di sicurezza e conservazione. Gli stessi vantaggi balistici offre la lega leggera anche per i proietti di minimo calibro, e per armi portatili. Anche i bossoli per artiglieria s'avviano ad essere fabbricati in lega leggera, e l' O. è convinto che in un non lontano futuro le leghe di Cu cederanno il campo del tutto al ferro ed all'alluminio. Quest'ultimo fornisce anche il materiale per inneschi, capsule ecc.; per parti svariate dell'equipaggiamento; per ogni sorta d'accessori delle artiglierie.

L'alluminio entra a sostituire lo stagno anche in quei pezzi in cui non si potè sostituire il bronzo; sebbene il tenore in rame del bronzo d'alluminio sia superiore a quello del bronzo normale, grazie alla superiore resistenza del primo le sezioni possono essere ridotte con risparmio, in definitiva, di rame.

Anche per cofani vari e cucine da campo le leghe leggere sono da noi applicate e nel solo perido della guerra etiopica (ott. 1935-giugno 1936) le loro applicazioni nuove hanno consentito un'economia di circa 3000 t di rame, 2500 di ferro e 1200 m^3 di legname, solo per armi e munizioni; se oggi si ripetesse uno sforzo di produzione simile a quello citato, il vantaggio potrebbe essere del 50% circa. E' vitale perciò accrescere la produzione nazionale d'alluminio.

Anche nel campo delle leghe di Mg la priorità delle applicazioni militari spetta alla nostra Arma del Genio che ha studiato fin dal 1928 una passerella tutta in electron. Anche l'applicazione ai supporti per armi di fanteria delle stesse leghe è stata sperimentata. Sono state realizzate delle ruote d'artiglieria in electron. Mancano però ancora in questo nuovissimo campo, le esperienze circa la durabilità dei pezzi in electron. Occorre progettare razionalmente questi ultimi e proseguire gli studi metallografici sulle leghe di Mg.



Il gen. Sarracino, assai applaudito al termine della sua esposizione, cede quin-

di la parola al colonnello del Genio ing. L. Calligaris.

Il Colonnello Calligaris, Direttore del Centro studi del Genio Militare, dedica la sua comunicazione principalmente alle travature in Superavional per ponti d'equipaggio su barche.



Egli ricorda prima una serie d'applicazioni varie delle leghe leggere nei materiali del Genio: conduttori elettrici per impianti telegrafonici campali, parti di macchine elettriche, d'apparecchi radio campali, motocompressori someggiabili e stazioni fotoelettriche con specchio da 60 cm, pure someggiabili, attualmente in istudio; dove l'uso dell' Al è imposto per la necessita di non superare, per ciascun pezzo someggiato, il carico del mulo, 80-100 kg circa. Sono fuse in *Silumin* le marmitte per filtri di bonifica delle acque potabili, di cui si è fatto largo uso nella guerra etiopica; sono in lega leggera diverse parti degli impianti di depurazione dell'aria da aggressivi chimici, per la protezione collettiva (ricoveri). Anche i bossoli delle capsule d'innesco per esplosivi da mina, una volta fatti di rame puro, sono ora fatti d'alluminio, con felicissimi risultati specie da quando si è leggermente modificata la pinza « taglia e strozza ».

Passando ai ponti d'equipaggio, l'applicazione di travi in *Superavional D* è stata studiata dal Centro Studi del Genio, colla collaborazione dell'Istituto Sperimentale Metalli Leggeri. Oramai è imminente la costruzione d'una prima aliquota di 64 m. (12 impalcate) per ponte d'equipaggio su barche da 13 tonn.

Occorre tenere presente che una barca da ponte allestita non può pesare più di 1000 kg per ragioni di trasporto a braccia, e perchè sia trasportabile a carro su strade difficili non può essere più lunga di 7-8 m, con larghezza di 1,8-2 m.

Il dislocamento utile, a ponte gittato, è di 3,5-4 m³ e di altrettante tonnellate è il carico massimo che può passare per il ponte. Per quello da 13 t si prevedono 2 barche accoppiate come punti d'appoggio, così le possibilità di carico del ponte salgono a carichi di 7-8 t su un asse.

La motorizzazione dell' Esercito impone l'aumento dei carichi sopportati dai ponti d'equipaggio, *senza peraltro cambiare i natanti*, per le ragioni suddette. Il problema fu risolto dal gen. Giamberini coll'adozione del ponte a trave continua su appoggi elastici cedevoli che distribuisce il carico su più natanti ed il nuovo ponte d'equipaggio pesante da 20 t. ha permesso il passaggio dell'intera divisione motorizzata « Ariete » sul Ticino a Pavia, entro 5 ore, nelle manovre estive del 1939-XVII.

Non ci soffermiamo qui sulla trattazione matematica, condotta dal col. Calligaris, della trave continua; osserveremo solo, coll'O., che per le finalità di cui trattasi, il *Superavional D* può essere sollecitato tranquillamente fino a 15 kg/mm² (corrispondenti a circa la metà del limite di snervamento: $\sigma_{0,2} = 30 - 35$ kg/mm²), mentre una trave equivalente in acciaio, stante il maggior peso (circa triplo), dovrebbe poter lavorare a 45 kg/mm². Ciò che, ai fini della ripartizione del carico su più natanti, si potrebbe ottenere solo con acciai da costruzione di altissima resistenza. Però, a parità di peso, una trave in Superavional D viene a costare circa il triplo di una trave equivalente in acciaio ad altissima resistenza, essendo che i profilati costano circa 30 lire al kg. Nè il Superavional si presta a giunzioni saldate, poichè nella zona finitima alla saldatura la ricottura annulla i vantaggi del trattamento termico. Le strutture in questa lega vanno perciò chiodate. Per compensare la diminuzione di resistenza causata dai fori, occorre aumentare la sezione. Le lavorazioni meccaniche debbono essere molto accurate.

Il costo di lavorazione di una trave alta 30 cm e lunga 5-7 m ammonta a circa il doppio di quello d'una trave equivalente in acciaio ad alta resistenza.

Due tipi di travi in Superavional D a forte sezione sono stati realizzati: uno dal Centro Studi del Genio, ed è una trave a cassone con due suole spesse 10 mm e larghe 133 mm, e con due lamiere d'anima spesse 5 mm, distanza interasse 38 mm. I chiodi sono spessi 13 mm e collocati a distanze di 50 mm; le lamiere d'anima vengono curvate ai margini per essere chiodate alle suole. L'altro tipo è stato studiato dall'Istituto Sperimentale Metalli Leggeri, è ancora una trave a cassone, ma non comporta alcuna curvatura di lamiere, in quanto che queste, diritte, vengono chiodate alle suole aventi forma ad U nella parte centrale. Lo spessore della suola varia da 10 a 15 mm, quello della lamiera d'anima è di 5 mm, l'altezza totale della sezione di 300 mm, la larghezza della suola 150 mm. I chiodi, da 10 mm, sono piantati a distanza di 45 mm.

L'effetto ripartitore della trave continua come sopra indicata, è tale che il carico viene a gravare su 5 barche, in ragione di 0.385 (per carico unitario) per la barca direttamente interessata, di circa 0.25 per ciascuna barca adiacente e di circa 0.08 per ognuna delle più lontane. Altre due barche esterne al gruppo di cinque ora considerato, tendono addirittura a sollevarsi.

L'intervallo minimo per il passaggio dei carichi sul ponte dovrà essere di 16 m, ossia 3 campate, e solo eccezionalmente di 10,66 m, cioè 2 sole campate. In tal caso però il galleggiante direttamente gravato subirà un'aliquota = 0.50 del carico, il che non nuoce al galleggiamento.

La trave proposta dall' I.S.M.L., sebbene in essa i chiodi lavorino a 6 anzichè a 4 kg/mm² come nell'altro tipo, pure è superiore perchè non vi sono teste di chiodi sulla suola la quale rimane liscia, cosa utile per la messa in sito; perchè la ribattitura dei chiodi è più facile; perchè non vi sono lamiere da curvare; perchè infine si realizza una piccola economia di peso.

Perciò sarà adottato definitivamente questo tipo.

Quindi l'O. si diffonde sull'innesto di cuffie di ferro alle testate delle travi in Superavional, con interposizione di lamierino di zinco da 3/10 di mm e passa a considerare le travicelle tubolari, pure in lega leggera, a sezione rettangolare di 22 × 10 cm e con spessore di 5-6 mm. Queste travicelle della lunghezza di 7 m consentirebbero una notevole semplificazione dello schema dei ponti d'equipaggio.

Passando alle leghe di magnesio, il Col. Calligaris nota che è del 1929 uno studio completo di passerella alpina in *Electron*. Sono stati inoltre realizzati, in collaborazione coll' I. F.: una ruota in electron per il varo della passerella alpina, ed un tamburo scomponibile per linee telefoniche volanti, entrambi destinati a sostituire organi similari in ferro od in acciaio.

La dotta relazione del col. Calligaris, ricca di dati tecnici ed esperimenti inediti, è stata vivamente applaudita, dopo di che la parola è al Prof. L. Losana, del R. Politecnico di Torino che intrattiene l'uditorio su: « Il berillio nelle leghe leggere ».

Le applicazioni del berillio nelle leghe coi metalli pesanti hanno preso uno sviluppo grandioso ed i risultati conseguiti sono stati cospicui. Coi metalli leggeri — alluminio e magnesio — si ebbero delle notizie discordanti, sovente riferite a lavori isolati compiuti con materiali diversi e quindi non confrontabili tra loro.

Difficoltà notevoli; la scarsezza di berillio puro, la molto imperfetta conoscenza dei sistemi di equilibrio, infine l'elevato prezzo: circa 2000 lire al Kg (già ribassato rispetto a quello che costava il Be importato, e cioè 3000 lire al Kg., *n. d. Red.*).

Recentemente, ad iniziativa della Soc. An. Processi Privative Industriali, produttrice su vasta scala di berillio nello stabilimento di Chivasso con metodo italiano nuovo sotto ogni punto di vista e messo a punto dal Comm. Adamoli e collaboratori, furono intrapresi studi sistematici sulla influenza del berillio nelle leghe leggere. Avendo a disposizione quantità forti di metallo puro si sono potuti studiare bene e con sicurezza i diagrammi di stato basilari e apportare così un nuovo contributo sperimentale diretto.

In seguito si è constatato che piccole tracce di berillio agiscono come energico affinante sia su alluminio e magnesio tecnicamente puri, sia sulle loro leghe, migliorandone molto la tenacità e la resistenza alla corrosione.

Senza entrare in dettaglio, si può ritenere che la corrodibilità si riduca ad un terzo.

Questa azione affinante è della massima importanza poichè permette di migliorare notevolmente le proprietà dei materiali comuni.

Oltre questa azione il berillio in tenori più alti esercita una influenza diretta sulle leghe tipo duralluminio; in taluni casi si è arrivato ad un carico di rottura di 60 Kg/mm². Anche per le leghe a base di magne-

sio si hanno buoni risultati: si ottengono leghe che si possono laminare e trafilare molto bene e che risultano molto resistenti alla corrosione. Sono poi allo studio talune leghe speciali ad alto tenore di berillio dotate di peso specifico inferiore a 2, di caratteristiche particolari e di altissima resistenza meccanica.

Si tratta di un complesso di ricerche, italiane come ideazione, come materiale e come esecuzione: queste indagini hanno già portato a risultati concreti e confortanti e tendono a nobilitare l'alluminio e il magnesio migliorandone le caratteristiche e marciando verso la lega italiana dell'avvenire — sogno di tutti i metallurgici — che sia leggera come il magnesio, tenace come l'acciaio.

L'esposizione del prof. LOSANA, studioso di riconosciuta competenza, è stata seguita con grande attenzione e finalmente molto applaudita.

Quindi la seduta è rinviata all'indomani.

Sabato 21 ottobre la presidenza è assunta da S. E. LANTINI, Ministro delle Corporazioni, giunto da Roma. Oltre alle autorità del giorno precedente al tavolo delle Autorità siede anche il dott. MASTINI.

Si riapre ora il ciclo di conferenze su «I metalli leggeri nelle forze armate».

Per la R. Marina prendono la parola il col. ALFANO ed il ten. col. CIACCIA.

Per la R. Aeronautica, il col. RANDACCIO legge la comunicazione del generale ing. A. FIORE, segue la lettura della conferenza del cap. JACOBONI.

La conferenza del gen. A. FIORE su: «Le leghe leggere ed ultraleggere nelle costruzioni aeronautiche» incomincia coll'osservazione che se un tempo le leghe leggere erano poco resistenti alla corrosione sopratutto marina, ciò oggi non è più, e così pure la produzione italiana di leghe d'alluminio s'è accresciuta tanto da liberarci definitivamente dalla necessità di importarle.

Quali sono le leghe per usi aeronautici attualmente esistenti sul mercato? Le ditte produttrici principali sono due: L.L.L. di P. Marghera e S.M.I. di Livorno. La prima produce i ben noti *Avional, Superavional, Chitonal* (Avional placcato d'alluminio purissimo), *Superchitonal* (come Chitonal, ma con anima di Superavional), *Anticorodal, Silumin* e *Duralite*.

La seconda produce il *Duralluminio*, il *Duralluminio ad alta resistenza bonificato*, il *Liburnal* e l'*Inalteral* che corrispondono ai tipi Avional, Superavional, Chitonal e Anticorodal. Altre leghe S.M.I. sono la lega *R.E.2.*, adottata per le spolette d'artiglieria, *Resistal*, per usi ove la resistenza alla corrosione sia necessaria, *Telalco* per fili elettrici e *Decoral* per usi decorativi esterni.

Vi sono inoltre leghe speciali di minore consumo, come quelle per pale d'elica, pistoni ecc. di ciascuna delle quali come pure delle precedenti, l'O. indica brevemente le caratteristiche chimiche, meccaniche e in parte anche tecnologiche.

La resistenza meccanica delle migliori leghe leggere è paragonabile a quella dell'acciaio dolce, col vantaggio del peso ridotto a circa un terzo.

L'aumento della resistenza, piuttosto bassa per sè, dell'alluminio puro, avviene grazie all'aggiunta di metalli, principalmente rame, che però abbassano la resistenza alla corrosione, per cui in aeronautica s'usano rivestimenti d'alluminio purissimo (uso Chitonal) oppure vernici protettive speciali combinate eventualmente all'ossidazione anodica.

Le vernici, per quanto accuratamente studiate, resistono poco ai carburanti e se lungamente esposte all'atmosfera, alla piegatura delle lastrine su cui sono distese le pellicole si screpolano. L'ossidazione anodica provoca uno strato protettivo tenacemente aderente al metallo, inalterabile fino a 400°, assai duro.

Però nelle scalfitture ecc. dove il metallo è messo a nudo, esso è soggetto a rapida corrosione, localizzata prima, estesa poi. Sono assai più efficaci in tal senso i bimetalli, in cui le parti di lega sono attaccate, esercitando l'Al puro una specie di protezione a distanza.

Come impiego nelle costruzioni aeronautiche, le leghe leggere possono così distribuirsi:

L'Avional, Duralluminio e simili sono usati per costruire ali, fusoliere, impennaggi, carrelli, scafi e galleggianti, castelli per motori e istallazioni diverse. Negli idrovolanti è frequente l'impiego dei bimetalli placcati, oltre che per le lamiere di rivestimento esterno, anche per l'ossatura interna.

In un velivolo da caccia, escluse le istallazioni, abbiamo 800-1200 kg. di leghe leggere; in un apparecchio da bombardamento, 4000-6000. Di questo peso 40% sono barre e profilati; 50% lamiere e 10% tubi.

Le spolette per bombe non si costruiscono ancora in Anticorodal, ma esperienze sono in corso. Anticorodal e Silumin s'usano per comandi, rubinetti, pompe, teste di cilindri, coppe dell'olio e numerose altre parti di motori.

Il gen. FIORE si occupa poi particolarmente delle leghe alluminio - magnesio, tipo *Idronalio, Peraluman, Itallumag*, ecc., che contengono, nei tipi usati per aeronautica, 8-9% di Mg. Oltre ad avere proprietà meccaniche simili al duralluminio, tali leghe sono assai più resistenti alla corrosione che non quello. La saldabilità è buona, il trattamento tecnico non è necessario. Il *Peraluman*, di fabbricazione nazionale, contiene da 2 a 7% Mg e anche un poco di Mn. L'*Itallumag* della T.L.M. è di recente introduzione e si produce in tre tipi: ad alta, a media resistenza ed a grande plasticità, differenti pel tenore in Mg. Tali leghe oltre che per serbatoi di carburanti servono bene per tutte le strutture portanti dei velivoli, col vantaggio, sull'Avional, della saldabilità e incorrodibilità.

Infine le leghe ultraleggere a base di Mg si distinguono pel peso specifico ancora più basso (1,8 contro 2,6-2,8) e le loro buone caratteristiche meccaniche. Il tipo principale è l'*Electron*, di fabbricazione I. F., con Al = 2-9%, Zn = 0,5-3%, inoltre Mn, Si; la composizione varia a seconda dell'impiego: fonderia o lavorazione plastica. L'Electron va protetto dalle corrosioni con verniciature o con l'ossidazione anodica. Esso s'usa sopratutto per pezzi soggetti ad urti ripetuti e a sollecitazioni continue, nei motori e nei carrelli d'atterramento, e l'uso s'estenderà molto di più, non appena la produzione nazionale raggiungerà quantità maggiori delle attuali.

Per il futuro l'O. desidererebbe che si migliorasse l'*Avional* e simili fino a raggiungere almeno 44 kg/mm², così pure il *Superavional* fino a raggiungere 48-50 kg; i bimetalli placcati dovrebbero essere simili di resistenza, e prodotti correntemente oltre che in lamiere, anche in tubi placcati dentro e fuori. Cosa molto importante sarebbe l'unificazione dei profilati aeronautici, ricavati per estrusione. I prezzi, dato il consumo crescente, andrebbero ridotti: qui il gen. FIORE osserva che su essi incide fortemente il consumo dell'energia elettrica, e che occorrerebbe proporre all'industria elettrica la riduzione del costo del KWh, «con la netta visione che, nell'epoca moderna, l'energia elettrica deve considerarsi come un genere di prima necessità».

Il consumo di Al e sue leghe per usi aeronautici è passato in 4 anni da 2500 a 6000 t, di cui 2800 di leghe.

Il capitano A. JACOBONI, del Centro Studi di Guidonia, ha detto fra l'altro:

La letteratura tecnica straniera mette in evidenza le caratteristiche delle leghe alluminio-magnesio, che sono di un grandissimo interesse con molteplici possibilità di applicazioni, le quali specie in alcuni casi costituiscono un reale importante progresso tecnico.

I vantaggi che queste leghe possono consentire sono diversi a seconda del gruppo di leghe che si considera (a basso, medio ed alto tenore in magnesio).

E' da segnalare in modo particolare l'importanza delle leghe leggere al 7-9% di magnesio, che si prestano in alcuni casi ad una vantaggiosa sostituzione di quelle del tipo duralluminio e placcati (chitonal, liburnal).

Essendo alluminio e magnesio metalli autarchici, l'impiego delle leghe alluminio-magnesio oltre che costituire un reale progresso tecnico, può contribuire a rendere indipendente la industria delle leghe leggere da eventuali difficoltà di approvvigionamento di rame ed apre un immediato se pur modesto sbocco alla nascente industria italiana del magnesio.

In Italia attualmente la Società «Lavorazione Leghe Leggere» di Porto Marghera fabbrica, sotto il nome di *Peraluman 2*, una lega di alluminio al 2% di magnesio ed 1,4% di manganese e sotto il nome di *Peraluman 7* una lega al 7% di magnesio.

La Società «Trafilerie e Laminatoi Metalli» ha iniziato in questi ultimi giorni la produzione di tutta una serie di leghe Al-Mg dal 1,5 all'8% di magnesio sotto il nome di *Itallumag* 15-25-35-50-65-80.

Occorre però dare impulso all'applicazione e quindi alla produzione su vasta scala di queste leghe, estendere anche alle leghe a più elevato tenore di magnesio (9%) la produzione italiana appena ai suoi inizi, ed adeguarla a quella straniera per quanto riguarda quelle varianti ai processi di fabbricazione, che esperienze straniere hanno dimostrato costituire un grande vantaggio tecnico.

Infine l'O. propone fra l'altro d'estendere la produzione italiana anche alle leghe al 9% Mg, d'introdurre i trattamenti termici d'eterogeneizzazione che ne aumentano la resistenza alla corrosione e di produrre leghe al 7-9% Mg che contenessero anche Zn (1%) come stabilizzatore.

Terminate le quattro relazioni militari, S. E. LANTINI pronunzia alcune parole di commento. Egli rileva le grandi possibilità d'assorbimento delle leghe leggere da parte delle Forze Armate nonchè l'assoluta necessità d'un miglioramento (inteso nel senso quantitativo, di ampliamento cioè) e d'un perfezionamento degli impianti esistenti.

Gli Ingg. MENGHI delle FF. SS. e RIGHI leggeno ora due interessanti comunicazioni sul tema: «I metalli leggeri nei trasporti».

L'Ing. MENGHI parla dell'impiego delle leghe leggere nel materiale rotabile delle FF. SS. In questi impieghi le leghe leggere devono sopportare sollecitazioni statiche e dinamiche (per urto e vibrazione); sono esposte alla corrosione sia per esalazioni ammoniacali (ritirate) sia per lo spostamento delle carrozze dall'atmosfera salina del mare a quella fumosa delle gallerie ecc. Inoltre tali leghe debbono essere facilmente lavorabili sia per getto che per deformazione plastica nonchè molto ben saldabili e chiodabili.

Il programma del Servizio Materiale e Trazione è il seguente:

a) applicare le leghe leggere nelle parti che non abbiano funzioni resistenti in luogo del bronzo e dell'ottone;

b) applicarle anche là ove le parti hanno funzioni resistenti, modificando all'uopo le strutture per soddisfare alla sicurezza, prima condizione dell'esercizio ferroviario.

Il punto a) è in pieno sviluppo: una lun-

ga serie d'arredi esterni ed interni delle carrozze, elettrotreni ecc., è fatta oggi in *anticorodal* ed *inalleral*. Lo stesso dicasi degli impianti idraulici ed igienici delle ritirate, mentre le griglie del pavimento sono gettate in *silumin*. Questi ambienti sono assai sfavorevoli per la corrosione.

Sono state sperimentate boccole per assi e spessori articolati per boccole di locomotive, in *duralite*. Si fanno in *silumin* numerose parti di locomotori, fra cui pantografi, ventilatori ecc.

Quanto all'impiego nelle strutture resistenti, le leghe leggere non potranno essere sostituite all'acciaio senza radicale modificazione delle strutture stesse. Ciò per la forte differenza del modulo d'elasticità: una trave in lega leggera, a parità di condizioni, ha un cedimento triplo rispetto ad una in acciaio. Si prevedono strutture aventi maggior momento di inerzia, e composizioni saldate di lamiere piegate e profilati.

Qui l'ostacolo principale è costituito dalla saldatura, poichè questa diminuisce fortemente la resistenza, acquisita col trattamento termico o coll'incrudimento.

L'O. intravede una possibilità di soluzione ricorrendo alle nuove leghe tipo Peraluman, con elevato tenore in Mg. Difatti le prove di saldatura ossiacetilemica ed elettrica per punti nonchè la chiodatura a caldo e freddo hanno sortito finora buoni risultati.

Il tema degli impianti fissi è trattato invece dall'ing. Righi.

Negli impianti ferroviari fissi l'alluminio e sue leghe sono applicati principalmente come linee primarie di trasmissione dell'energia elettrica, a 60 e 120 KV. L'alluminio si comporta assai bene di fronte agli agenti atmosferici ed ha buona conducibilità elettrica: 61% di quella del rame campione e 68% del rame crudo usato pei fili. Infine la sua leggerezza è pregevole nelle condutture elettriche. Poichè le corde d'alluminio puro richiedono, per ragioni meccaniche, delle freccie di posa superiori a quelle del rame, s'è ovviato facilmente adottando le corde d'alluminio-acciaio, con un'anima centrale di fili d'acciaio zincati (questo per evitare coppie elettrolitiche) per la resistenza meccanica ed un rivestimento di fili d'alluminio per la minor resistenza elettrica.

I conduttori in *Aldrey* (lega assai simile all'Anticorodal, ma meno ricca in Si) hanno una conducibilità leggermente inferiore a quella dell'Alluminio, ma il carico di rottura è il doppio dell'Al puro e del 50% superiore a quello della corda di rame equivalente come conducibilità.

L'alluminio impiegato per i conduttori elettrici titola almeno 99.5. La purezza è requisito essenziale per la buona conducibilità e resistenza alla corrosione.

Nelle corde alluminio-acciaio il rapporto fra la sezione in Al e quella in acciaio è di circa 6:1; il rapporto dei pesi è di circa 2:1. Di solito si hanno 7 fili in acciaio circondati da 26 fili in Al puro, e questo tipo è stato preferito al tipo Aldrey per le trasmissioni d'energia a gran distanza per conto delle FF.SS.

Attualmente sono in corso d'acquisto per le linee primarie del 3° gruppo d'elettrificazione 2600 km di corda per 60 KV e 4200 km di corda per 120 KV. Gli alimentatori a 3 kV fra sottostazioni e linee di contatto si fanno in Al, a tale scopo sono in corso d'acquisto 4000 km di corda d'Al a 37 fili da 2.25 mm.

Quanto al filo di contatto, l'Amministrazione ferroviaria preferisce lasciarlo in rame, adottando l'alluminio per le corde portanti. Sono state studiate morsetterie adatte.

Infine, per esempio, nella nuova stazione di Roma tutti gli infissi esterni saranno in duralluminio, inoltre l'Al avrà una parte importantissima in tutte le rifiniture esterne.

Si passa ora al tema: Magnesio. Primo relatore è il dott. P. Ferraro, della Soc. per il Magnesio di Venezia, con officine a Bolzano.

Il metodo principale usato per la produzione del Mg è l'elettrolisi del cloruro fuso. $MgCl_2$ si ottiene dalle acque madri delle saline ecc., dalla carnallite, dal trattamento di $MgCO_3$ con HCl. Poichè il metallo resta inquinato di cloruro, è necessario purificarlo, il che ne aumenta il prezzo. Si è tentato perciò di ridurre l'ossido con carbone, ma al di sotto di 2000° la ricombinazione del Mg col CO turba fortemente la produzione, per cui bisogna raffreddare rapidamente il Mg ridotto e distillarlo perchè è impuro d'ossido e di nerofumo. Il sistema migliore perciò è quello di ridurre MgO termicamente con elementi vari che diano ossidi non volatili: Fe, Si, Al ecc. Quest'ultimo è il metodo adottato a Bolzano.

Il magnesio s'usa di rado solo, se non per pirotecnica e simili, di solito s'usa in lega, e nel 1937 esistevano non meno di 2860 brevetti per leghe di Mg.

Le leghe di alluminio col 7-8% Mg sono superiori al duralluminio per resistenza meccanica e non contenendo rame, sono autarchiche e resistono assai bene alla corrosione.

La lega fondamentale di Mg è quella che ne contiene 90%, con alcuni altri elementi come Al, Zn, Mn, Si e altri.

Le leghe Mg-Al sono facili a lavorarsi plasticamente, fino al 6% Al; abbastanza lavorabili fino a 8% Al e pressabili fino a 10% Al. Le leghe Mg-Cu sono fucinabili fino a 12% Cu; le leghe Mg-Al-Mn sono simili a quelle Mg-Al, ma resistono ancora meglio alla corrosione. Le leghe Mg-Al-Zn sono fucinabili fino a 6% Al + Zn e le leghe Mg-Al-Cu lo sono con facilità fino a 12% Cu e 3% Al; queste leghe (Mg-Al-Cu) sono adatte per pistoni grazie alla loro buona conducibilità termica. Infine le leghe Mg-Al-Si, contenenti 10% Al e 2-3% Si non sono fucinabili, ma lavorabili alla pressa e bonificabili. Esse hanno una res. traz. 44 kg/mm² e durezza Brinell 90.

Nelle leghe di Mg, Zn aumenta la resistenza alla trazione, Mn quella alla corrosione e la saldabilità. Le caratteristiche meccaniche del Mg aumentano se esso è ottenuto per via termica.

Caratteristica essenziale delle leghe di Mg è la loro estrema leggerezza. Rispetto alle leghe d'alluminio il risparmio di peso è di 20-25%, alla ghisa, 50-70%, all'acciaio, 40-50 per cento.

Nei veicoli la riduzione di peso non comporta solo vantaggi, diremo, statici e minor consumo d'energia motrice, ma anche e soprattutto vantaggi dinamici, grazie alla diminuzione dell'inerzia delle masse da accelerare o da decelerare. Grazie alla facilità di lavorazione all'utensile delle leghe di Mg si possono ottenere pezzi che costano di meno che non fatti in ghisa.

Senza parlare di costruzioni aeronautiche, l'O. ricorda che una carrozzeria in Electron su un omnibus normale significa un risparmio di 4-500 kg di peso morto; molte parti d'auto, anche resistenti, come ponti posteriori e ruote, e di motori, si fanno di lega ultraleggera.

Nei tramway di Milano si sono adottate traverse oscillanti in lega di Mg, del peso di soli 40 kg, mentre quelle in ghisa pesavano 155 e quelle in acciaio 114 kg.

In molte macchine fisse vi sono organi in moto rapidissimo che si fanno vantaggiosamente in lega di Mg: ad es. l'apparato pel taglio nelle macchine per sigarette, macchine per scrivere, cucire, tessere, filare, ecc.

Anche le leghe di Mg non sono un « ersatz », un surrogato qualsiasi, bensì un materiale con ottime caratteristiche e campi d'applicazione propri.

Alle leghe di Mg si rimproverano di solito tre difetti:

1) Coefficiente di dilatazione termica elevato; ma non è che un aumento del 10% su quello delle leghe d'Al, e se queste ultime con certi accorgimenti si sono potute sostituire alla ghisa, altrettanto si potrà fare Mg.

2) Basso modulo d'elasticità: 4300 rispetto a 7000 dell'Al (e 22000 dell'acciaio). Qui basta tenere, nella progettazione, gli elementi resistenti più distanti dall'asse neutro. Così si aumenta il momento d'inerzia senza aumentare gli spessori.

3) Scarsa resistenza alla corrosione e pericolo d'incendio. Sono questi i maggiori difetti: ma la prima è superata mediante rivestimenti anodici e altri e si previene in buona parte colla preparazione di Mg purissimo, in cui i cristalli siano esenti d'inquinamenti o ve ne sia solo nei giunti degli stessi. Quanto all'incendio esso non è da temersi per i pezzi lavorati, bensì solo per la polvere ed i trucioli. Qui è opportuno prendere precauzioni.

In Italia vi sono fonderie specializzate nelle ditte Alfa Romeo, Piaggio Motori, S.I A.I., F.I.A.T. e naturalmente « in primis » nell'Isotta Fraschini.

Se il consumo è scarso, ciò è da imputarsi principalmente alla mancanza di una produzione italiana di magnesio.

Ora stanno per entrare in servizio tre stabilimenti; di cui due da 2400 t annue di Mg cadauna, una della S. I. Magnesio a Bolzano, una a Sulcis (Sardegna) per conto della Soc. Naz. Cogne colla collaborazione dell'I. G. Farben e una ad Apuania per conto della S. A. Montecatini, della capacità di 1200 t annue. La fabbrica di Bolzano lavora col processo termico secondo metodi esclusivamente italiani, quelle di Cogne segue i processi della I. G. e quella di Apuania praticherà l'elettrolisi del $MgCl_2$ estratto dall'acqua di mare.

La questione principale da risolversi se si vuole agevolare la diffusione del Mg in Italia, è quella del prezzo. Ora se è vero che il prezzo del Mg è elevato dappertutto anche rispetto all'Al, i suoi vantaggi peraltro sono tali da compensare il costo e si risentono beneficamente non solo nelle spese d'impianto ma anche e soprattutto in quelle d'esercizio.

Ad esempio una certa ruota d'acciaio gettata in conchiglia pesava 364 kg, la stessa in lega di Mg gettata in sabbia, pesava soli 128 kg.

Si ebbe cioè una riduzione di peso del 65%, non solo, ma un risparmio di 364 kg d'acciaio e soprattutto una riduzione del 63% nel consumo delle gomme anteriori ed altra riduzione meno notevole nel consumo di quelle posteriori. Inoltre il consumo di carburante era diminuito e il carico utile aumentato di 200 kg.

Vale cioè anche pel magnesio ciò che già si sa per l'alluminio, e cioè che il costo della materia prima non incide molto fortemente su quello del pezzo finito, anche per la facilità di lavorazione, assai superiore a tutti gli altri metalli.

Vi sono fabbriche d'auto estere che producono correntemente getti in lega di Mg per carcasse di pompe d'olio, a un prezzo inferiore a quello del getto in ghisa.

Occorre però per usufruire di questi vantaggi, rifare interamente il disegno ed il calcolo del pezzo ed attrezzarsi con nuove macchine, maestranze pratiche ecc.

A questo punto poi il dott. Ferraro propone di introdurre 2 ordini di prezzi pei prodotti finiti di leghe di Mg al fine d'aiutare i produttori: un ordine di prezzi più alti, pagabili dalle Amministrazioni statali; giacchè queste, in ispecie l'Aeronautica, pongono anche esigenze maggiori in fatto di purezza del metallo ed esecuzione del pezzo, ed inoltre il Ministero delle Finanze ha sempre la possibilità di ricuperare le maggiori somme spese attraverso l'aumentato gettito delle tasse. L'altro ordine di prezzi inferiori sarebbe pagato dal privato commerciante o industriale, affinchè costui non abbia bisogno d'aumentare i prezzi di vendita.

Egli propone anche di studiare un sistema di premi da corrispondere di fabricanti di oggetti in leghe di Mg, per ogni kg d'oggetto semilavorato o finito; ciò solo durante il

hanno laboratori. L'O. rileva a tale proposito che esiste già l'Istituto Sperimentale Metalli Leggeri, guidato dal Prof. PANSERI, attrezzato in tutti i campi e destinato ad un poderoso ampliamento.

i) Si propone di riservare la lavorazione del magnesio e sue leghe ad alcune ditte specializzate per evitare errori e sciupìo e garantire la migliore riuscita ai consumatori.

l) Si propone la creazione di un titolo negoziabile tipo Finmare per finanziare le imprese trasformatrici del magnesio e leghe.

m) Si raccomanda l'intensificazione della propaganda tecnica circa le possibilità d'impiego delle leghe leggere, ed infine

n) si raccomanda l'incremento della produzione delle leghe leggere d'alluminio e studi più intensi per quelle di magnesio.

A proposito di magnesio è bene ricordare che tre sono le fabbriche funzionanti o da completare: una a Bolzano, che entro il '40 dovrà dare 2.400 t., un'altra nel Sulcis con programma identico, una terza ad Apuania (Carrara).

L'O. rileva infine la difficoltà di classificare i materiali secondo il grado autarchico, sebbene ciò sia d'altronde desiderabile, poichè ad es. il ferro di Cogne o dell'Elba è autarchico, non così quello dei rottami importati. Comunque Al e Mg saranno sempre i metalli più indiscutibilmente autarchici, sia come materie prime che come personale tecnico e processi di lavorazione.

Il Conte Ing. OLDOFREDI è stato vivamente applaudito al termine della sua relazione.

A chiusura del Convegno S. E. LANTINI pronunziò un brillante discorso, del quale diamo più avanti un breve sunto, ad illustrazione della sua mozione che qui in appresso riportiamo:

«*Il Convegno Nazionale per l'applicazione dell'alluminio, magnesio e loro leghe*:

preso atto *con vivo compiacimento di quanto già è stato realizzato per sviluppare, secondo i bisogni dei piani autarchici, la produzione e l'applicazione dell'alluminio, del magnesio e delle leghe leggere in Italia, per cui già l'attrezzatura degli impianti e la produzione in atto dell'alluminio e di leghe leggere hanno raggiunto un grado ed un livello notevole; ed in promettente progresso le installazioni autorizzate per la produzione del magnesio;*

rilevato *che il problema della produzione dell'alluminio e del magnesio e quello del loro impiego diretto od attraverso la fabbricazione e l'applicazione di leghe leggere, sono di capitale importanza, come una delle parti essenziali del vasto problema dell'autarchia metallurgica italiana;*

rilevato *inoltre, che per tale loro importanza essi problemi si impongono alla massima attenzione delle categorie economiche, degli organi corporativi e statali, così sotto l'aspetto tecnico-scientifico, relativamente alla ricerca ed alla sperimentazione di sempre nuovi campi e nuove forme di impiego, come sotto l'aspetto economico-quantitativo di sempre maggiori assorbimenti per usi militari e per usi civili*:

ritiene *che l'azione delle organizzazioni economiche e corporative e degli istituti statali debba concretare*:

1°) *nel coordinamento delle imprese produttrici, il quale senza dar luogo a costituzione di circoli chiusi e di monopoli, rappresenti la condizione per un utile oculato intervento dello Stato, atto ad agevolare e sorreggere l'attività di tali imprese e nello stesso tempo a seguirne e vigilarne lo sviluppo;*

2°) *nella formulazione di un piano organico di studi e sperimentazioni da svolgersi in stretto collegamento col Consiglio Nazionale delle Ricerche, secondo le direttive e programmi da precisarsi in seno agli organi corporativi competenti e da approvarsi dal Ministero delle Corporazioni. Al riguardo dà atto con compiacimento al Consiglio Nazionale delle Ricerche della progettata creazione di un* Ufficio di Coordinamento *di informazioni e di statistiche circa la produzione dei metalli e delle leghe leggere; e alle società Montecatini e Sava della iniziativa già da loro adottata per l'istituzione di uno speciale Centro Sperimentale.*

3°) *nell'accurata preparazione, ad opera delle stesse imprese produttrici di nuovi più numerosi quadri di dirigenti tecnici e di maestranze specializzate;*

constata *che il Ministero delle Corporazioni e le altre amministrazioni competenti, con la collaborazione degli organi corporativi e del Consiglio Naz. delle Ricerche hanno già adottato e vanno adottando secondo i bisogni e le possibilità tecniche una serie di provvedimenti per la sostituzione obbligatoria dell'alluminio a metalli di importazione e si augura che nel campo della produzione e dell'impiego dei metalli e leghe leggere i principî della* unificazione e della specializzazione *siano fin da principio rigorosamente applicati in modo che tali nuovissime industrie sorgano e si consolidino su una base di vera razionalità produttiva;*

constata *infine che, se in speciali contingenze la base del consumo dei metalli e delle leghe in oggetto è rappresentata dai bisogni di ordine militare, in condizioni normali l'assorbimento continuo e sicuro di altrettanto continuo anzi incrementato flusso di produzione, non può essere costituito che dai consumi civili, per i quali l'equilibrio dei costi e dei prezzi è peraltro condizione inderogabile di sviluppo. Assicurare tale equilibrio deve essere cura precipua delle imprese produttrici sotto il controllo e, occorrendo, con l'appoggio e con l'aiuto degli organi corporativi e dello Stato.*

S. E. il Ministro esordisce quindi dicendo di voler commentare e riassumere i principî generali cui s'è ispirato questo convegno. Circa i voti, essi saranno realizzati in relazione ai mezzi disponibili ed alla buona volontà degli uomini.

Riporta dalla relazione del prof. PANSERI il passaggio che dice come la metallurgia entri nell'autarchia per almeno il 50% e dichiara che il ferro ed i metalli leggeri debbono essere non avversari, ma alleati nella realtà delle cose.

A proposito dell'azione delle organizzazioni economiche e corporative nonchè degli istituti statali S. E. rammenta che lo Stato e le iniziative private sono due forze che non devono procedere staccate, ma andarsi incontro. Altrimenti l'inizio della realizzazione è molto faticoso. E' giusto che l'individuo cerchi un lucro, ma è altrettanto giusto che lo Stato non gli permetta di ledere gli interessi altrui. Quanto ai monopoli, è necessario impedirne il dispotismo, ma non si può neanche favorire la molteplicità delle iniziative. Appunto il regime corporativo è quello che trova l'accordo fra coloro che si trovano in una certa categoria e coloro che da fuori vogliono entrarvi. Il principio corporativo non è individualista, ma tiene conto dei singoli. Allo stato non si deve chiedere più di quello che esso può dare; le richieste devono essere dettate dal buon senso e non da un interesse contingente.

Non si può pretendere di fare lo stesso che si fa in altri paesi senza commettere un grave errore di prospettiva.

S. E. proseguendo, si dichiara lieto di constatare che l'Ufficio da crearsi presso il C.N.R. da parte di S. E. BADOGLIO, sarà un organo vivo, vitale, non accademico, che affiancherà gli istituti a carattere scientifico e tecnico. Qui il Ministro accenna simpaticamente all'Istituto Sperimentale Metalli Leggeri.

A proposito della preparazione delle maestranze e dei tecnici egli riconosce la necessità e la possibilità che si facciano dei progressi, e si rivolge perciò ai vicepresidenti, presenti alla seduta, delle Corporazioni della Chimica della Metallurgia e della Meccanica. Egli dice fra l'altro: «Dobbiamo coltivare l'intelligenza delle nostre maestranze che... può dare dei frutti veramente notevoli... Si tratta di far sì che dalle scuole superiori esca un numero sempre maggiore di tecnici... accelerando la deflazione di quegli studi delle attività generiche o tradizionali che... non servono all'incremento ed al bisogno produttivo della nazione... Bisogna persuaderci che la letteratura non è fatta dalla massa dei letterari ma dalle minoranze dei letterati. Noi non abbiamo bisogno di molti letterati nè di molti legulei o di molti filosofi; abbiamo bisogno di creare la ragione suprema della filosofia *lavorando*, perchè prima si lavora e poi si filosofa». (*Vivissimi e prolungati applausi*).

Il problema fondamentale, la vera essenza dell'autarchia, è quello dell'elemento uomo; prima ancora della parte tecnica e finanziaria.

A proposito dell'unificazione e della specializzazione S. E. ritiene che esse siano direttamente derivate dal problema principale. L'imposizione obbligatoria alle ditte private è inopportuna, meglio vale imporsi da sè l'osservanza di determina-

te norme. Ognuno critica gli altri e difende anche ad occhi chiusi il suo interesse, tutti vogliono in casa d'altri, tutti sono dubitosi in casa propria.

Ma se non si riuscisse ad applicare l'unificazione e la specializzazione proprio in due rami produttivi così giovani come l'alluminio ed il magnesio, bisognerebbe concluderne che v'ha in noi qualcosa di viziato, da cui non sappiamo liberarci. Occorre invece che lo Stato sia sopratutto ordinatore e quasi mediatore delle iniziative, che debbono venire realizzate spontaneamente dalle categorie interessate. Molte volte il contrasto degli interessi si riduce a misere questioni di cifre o d'incompatibilità personali, che pregiudicano la soluzione di formidabili problemi.

Sul tema dei prezzi e dei costi s'è sostenuto che lo Stato, in via pregiudiziale, può pagare alti prezzi. Sebbene sia una tesi un po' malferma, pure in prima approssimazione si potrebbe accettarla. Ma quando si passa agli acquirenti privati, nessuno può obbligarli ad acquistare merci di una materia piuttosto che di un'altra, ed il consumo ha un'arma formidabile: la contrazione degli acquisti. Occorre invece andare incontro al consumo e stimolarlo col basso prezzo: occorre qui fare uno sforzo, che potrà anche essere aiutato dallo Stato mediante premi.

Il problema dei prezzi è stato sfiorato in più d'una relazione, una anzi, non svolta, vi era dedicata interamente. S. E. critica tale relazione, che gli pare d'intonazione polemica. Però la necessità di ridurre i prezzi rimane e se è vero che l'erezione di grandi impianti in questo momento coinvolge gravi spese, è anche vero che non è ammissibile voler ammortizzare troppo rapidamente questi impianti. I fortissimi ammortamenti gravano infatti troppo sul costo di produzione e voler ricuperare in 4-5 anni il capitale investito dimostra di non avere alcuna fede nell'avvenire dell'alluminio e del magnesio. In tal caso è inutile intonare inni e panegirici a questi due metalli.

A chiusura del suo discorso S. E. LANTINI svolge rapidamente alcuni concetti. Primo fra tutti quello dell'autarchia che egli definisce «la creazione di forza e di potenza di lavoro» e come «prospettiva appoggiata... ad una mistica creatrice». Affinchè essa si realizzi occorre l'energia alleata al buon senso e l'abbandono delle improvvisazioni fantastiche. Non si deve d'altronde fare lo sforzo autarchico là dove non è necessario nè indispensabile.

Poi egli stigmatizza coloro che spendono troppo facilmente la parola, scritta o parlata che sia, in fatto d'autarchia. La parola è una cosa sacra. Accenna alla proposta del dott. Carlo RAVASIO, giornalista benemerito della propaganda autarchica, e cioè che presso ogni gruppo industriale si creino uffici di propaganda diretti da giornalisti qualificati. S. E. insiste sulla necessità di divulgare le notizie di conquiste autarchiche al più presto e il più largamente possibile, aggiornando eventualmente la legislazione sui brevetti, affinchè tali conquiste diventino patrimonio spirituale di tutti.

Alla stampa tecnica S. E. rivolge l'incitamento che essa assuma un carattere informativo riguardo ai processi ed incrementi produttivi, e raccomanda che i giornali assorbano dalla stampa tecnica quanto può esservi d'interessante pel gran pubblico. Costui s'interessa oggi assai più delle cose concrete e reali, che non «delle fanfaluche che sui giornali non attaccano neppure più». S. E. rivolge questa raccomandazione anche al futuro centro di coordinamento del C.N.R., perchè in parte almeno si dedichi alla divulgazione autarchica.

Tornando alla produzione S. E. afferma che non si deve assolutamente sprecare, per una autarchia male intesa, neppure l'energia di un solo tecnico od operaio. Là dove mette conto, si devono invece spiegare tutti gli sforzi e si può finanziare.

Il Regime ha riconosciuto a chi produce una nuova nobiltà: essere produttore; «coloro che non producono sono dei cittadini minorati nello Stato corporativo; coloro che producono sono cittadini a pieno titolo».

Infine S. E. proclama che il popolo italiano intende attraverso l'autarchia, ottenere l'autonomia economica, che gli permetta di circolare nel mondo senza trovare proibizioni e divieti di passaggio ad ogni momento. «Noi dove possiamo lavorare col cervello e colle mani abbiamo il diritto di passare».

Interminabili ovazioni susseguono al discorso, vivace, colorito e ricco di attualità, di S. E. LANTINI, che era stato ascoltato con vivo e sempre crescente interesse dall'uditorio. Cessati gli applausi s'alza S. E. BADOGLIO e con lui tutta l'assemblea, per ascoltare in religioso silenzio le parole del Maresciallo, che dice:

«*Ringrazio tutti coloro che hanno partecipato a questo Convegno. Vi assicuro che l'Ufficio che io creerò presso il Consiglio Nazionale delle Ricerche non sarà una accademia perchè io non sono portato per un simile genere di cose nè mi stimo ancora oggetto da museo. Come ho cominciato, così finisco: lavoriamo*».

Dopo gli applausi S. E. LANTINI ordina il saluto al DUCE, al quale i convenuti rispondono con un poderoso: A noi!

Elenco delle Memorie presentate al I Convegno nazionale dell'Alluminio e del Magnesio (*)

Milano, 20-22 Ottobre 1939-XVII

ACUTIS Avv. Giuseppe - L'applicazione dell'alluminio, del magnesio e delle leghe leggere nelle costruzioni automobilistiche.

ALFANO Col. Ing. Ignazio - L'impiego delle leghe leggere nelle costruzioni navali militari.

BARALDI Alfredo - Sostituzione dei rivetti tubolari in rame con i tubolari in lega d'alluminio.

BARBERO Dott. Mario - I getti per motori di aviazione nelle fonderie di leghe leggere della Fiat.

BENOFFI Dott. Ing. Ugo - Applicazione delle leghe leggere ai materiali delle linee di contatto delle tranvie.

BERTOLONE Dott. Ing. Piero B. - Applicazione delle leghe di alluminio nelle costruzioni di cuscinetti per motori di aviazione e nella fabbricazione dei registratori di cassa.

BINACCHI Luigi - Procedimento Binacchi per la produzione dell'alluminio dalla leucite.

BOLLINO Dr. Ing. Nicola - Sostituzione dei fili di rame con fili di alluminio negli avvolgimenti.

BONINO S. E. Prof. G. B. - Contributo dell'Istituto Tecnico Ernesto Breda alla conoscenza delle leghe leggere e ultraleggere ed alle loro applicazioni.

CABONI Dott. Ing. Vittorio - Le applicazioni dell'ossidazione dell'alluminio.

CALLIGARIS Col. Ing. Luigi - Applicazioni delle leghe metalliche leggere nelle costruzioni del Genio Militare.

(*) *Pubblichiamo solo i titoli di quelle memorie che sono pervenute alla nostra Redazione. Esse verranno pubblicate tutte integralmente in un volume apposito a cura del Comitato ordinatore del Convegno.* (N. d. Redaz.).

periodo critico di transizione, finchè i nuovi impianti diventano redditizi. Lo Stato non ne avrebbe un reale aggravio, perchè le nuove attività significano nuovi introiti al fisco e perchè si risparmia la valuta destinata all'acquisto dei metalli stranieri.

Il dott. FERRARO termina ricordando la necessità di approfondire e di sviluppare gli studi per nuove leghe di Mg, per il perfezionamento dei metodi di produzione, per le applicazioni nuove. Occorre anche creare una nuova mentalità e una maggior conoscenza delle possibilità offerte dalle leghe leggere ed ultraleggere negli industriali, nei costruttori, nei progettisti ecc., occorre anche stimolare i privati studiosi e sperimentatori nelle università. Per conseguenza occorre svolgere un'opportuna propaganda, creare un'attrezzatura industriale ed istruire maestranze allo scopo.

Terminata la relazione del Dott. FERRARO, S. E. LANTINI gli risponde per quanto riguarda la lamentata impossibilità di importare quantità sufficienti di quei refrattari necessari per l'industria del Mg. Benchè le difficoltà siano grandi, pure S. E. ritiene che siano sormontabili e che perciò il fatto che nel 1934 non esisteva la ditta cui appartiene il FERRARO non deve essere un impedimento assoluto all'importazione.

Il dibattito s'estende, poichè interviene anche il cons. naz. A. FERRARIO, presidente dell'Ass. Naz. Fascista Inventori. Egli chiede se esistono ancora in Italia, e perchè, validi brevetti esteri pagati per le leghe ultraleggere tipo Electron. mentre da 20 anni esse sono introdotte in Italia. Il Dott. FERRARO risponde non essere ciò di sua competenza, non usando la sua ditta l'Electron. Interviene l' Ing. GUASTALLA dell'Isotta Fraschini e dichiara che mai sarebbero stati pagati brevetti per l'Electron, ma che le grosse ditte consumatrici hanno contratti di consulenza colla « I. G. Farbenindustrie », e la consulenza non verrebbe pagata in diretti contanti, bensì coll'aumento delle ordinazioni di merce. I contratti contengono anche clausole che prevedono lo svincolamento in caso di apparizione sul mercato di leghe migliori di quelle considerate. Non vi sono nè licenze nè brevetti da pagare. In un caso è stata fondata una società in condizioni di parità, e la I. G. partecipa agli utili.

Risponde il cons. naz. FERRARIO che questo sistema, diciamo così, occulto di dipendenza dall'estero, sotto forma di contratti di consulenza anzichè di brevetti o licenze, è particolarmente pericolosa, poichè tali contratti non hanno limite di durata, a differenza dei brevetti. Si compiace col Dott. FERRARO che sta facendo esperimenti per giungere a leghe di Mg autarchiche anche dal punto di vista intellettuale e finanziario.

Controrisponde ancora l'ing. GUASTALLA per sostenere che il genere di collaborazione inaugurato dalla I. G. colle industrie italiane prevedono sì scambi tecnici, ma in via gratuita, e che in particolare è esclusa ogni forma di « redevance » o di altra « schiavitù tecnica ». Inoltre le condizioni industriali dell'Italia, diverse da quelle della Germania, impongono soluzioni indipendenti: ad es. ruote in electron per autocarri non esistono ancora in Germania (in Italia esistono invece e ne sono stati esposti esempi al Convegno. *N. d. R.*).

Interviene anche il Prof. I. BERTOLINI, del R. Politecnico di Milano, per osservare che al detto Politecnico si stanno facendo esperimenti su ruote di Electron sotto carico, per conto d'industriali, esempio anche questo della collaborazione tante volte auspicata fra scuola e tecnica.

L'Ing. VELEZ s'alza per fare alcune considerazioni sul prezzo del magnesio.

Egli ritiene che se all'estero il Mg costa intorno alle 10 lire al kg, in Italia non dovrebbe costare di più, visto che a tutt'oggi le industrie italiane del magnesio e leghe usano procedimenti esteri. Per diffondere l'uso del Mg occorre ch'esso possa fare la concorrenza all'alluminio e che inoltre sorgano industrie trasformatrici. Egli afferma inoltre che la produzione e la diffusione dell'uso del Mg è un problema risolubile senza aiuti governativi.

A questo punto sorge uno scambio d'idee fra l'oratore e S. E. LANTINI, che essendo però di carattere, in parte almeno, personale, non ha soverchio interesse, ad eccezione dell'annuncio dato dall'Ing. VELEZ della scoperta di 15.000 m^3 di carnallite (minerale di potassio e magnesio) in Sicilia.

Dopo di che la seduta antimeridiana è chiusa, e S. E. LANTINI assieme al suo seguito ed alcune autorità si reca a visitare la Sede dell'Istituto Sperimentale Metalli Leggeri, ove è ricevuto e guidato dal Cons. Naz. DONEGANI, dal Cons. Naz. MANFREDINI e dal Prof. PANSERI.

Il Cons. Naz. DONEGANI comunica quindi al Ministro ed agli intervenuti il divisamento delle Società Montecatini e S.A.V.A. di dotare l'Istituto di una sua propria grande sede, aumentandone considerevolmente nel contempo i mezzi di studio e di sperimentazione ed erogando di conseguenza i cospicui fondi necessari.

S. E. LANTINI s'è vivamente interessato alle attrezzature ed al funzionamento del detto Istituto, osservando ad es. getti difettosi in lega leggera mediante raggi X prodotti coll'impianto da 200 KV dell'Istituto. Al termine della visita egli espresse il proprio alto compiacimento ai suddetti Dirigenti per la bella opera compiuta con criteri di larghezza.

Nel pomeriggio di sabato 21 ottobre, la seduta è aperta alle 15,30 da S. E. LANTINI, che presiede la riunione.

Primo relatore è l'Ing. ZENARI, che tratta l'argomento della classificazione ufficiale del grado autarchico dei metalli proponendo a tale incarico l' U.N.I. In una mozione egli propone la costituzione d'un comitato intercorporativo che stabilisca dei criteri di massima da servire per tale classificazione.

Risponde S. E. LANTINI dimostrando le gravi difficoltà contro cui urtano simili classificazioni, quando si entra nel campo valutario, molto variabile nel tempo. Egli nega inoltre che l' U.N.I. possa accollarsi il compito di tale classificazione autarchica dal momento che ne ha un altro non meno gravoso ed urgente, quello dell'unificazione delle leghe.

S. E. BADOGLIO interviene per affermare la grande importanza del problema, giacchè, per usare le sue stesse parole « troppa merce di contrabbando viene coperta colla bandiera della autarchia ». Afferma la necessità che il pubblico sia illuminato sul grado d'autarchia dei prodotti e propone di demandare al Ministero delle Corporazioni il compito d'accertarlo.

L'Ing. GREPPI sopra citato s'associa alle parole del Ministro per quanto riguarda l' U.N.I., e a quelle del Maresciallo BADOGLIO. L'ing. Zenari a sua volta afferma che egli intendeva deferire all'U.N.I. il solo lavoro meticoloso dell'esame particolareggiato.

L'ing. ROCCA interviene per dire che una graduatoria ufficiale dell'autarchia delle singole produzioni esiste e chiede che sia aggiornata, su base tecnica, senza riflessi commerciali.

L'ing. MANFREDINI interviene anch'egli per affermare la necessità di un esame completo del grado d'autarchia d'un metallo, considerandone tutte le fasi di produzione. Egli nota come nel caso dell'alluminio la bilancia commerciale di questa industria è attiva in quanto che alle importazioni per circa 12 milioni di lire annue di materie prime fa riscontro l'esportazione dell'allumina, per 30-40 milioni di lire.

S. E. LANTINI conclude il dibattito accettando la mozione e promettendone lo studio presso il Ministro ed il Consiglio delle Ricerche; e dà la parola all'avv. SELLA, della « Fondital » che riassume brevemente la sua relazione su un piano di finanziamento generale delle industrie piccole e medie che si dedicano ai metalli leggeri. Poichè le banche non possono concedere crediti a lunga scadenza, egli propone la costituzione di una società finanziaria sul tipo della Finmare o della Finsider.

Egli non chiede allo Stato dei capitali, ma una organizzazione di crediti e garanzie.

S. E. LANTINI ritiene che non sia questa la sede più opportuna per trattare tali questioni, ma che « indubbiamente in fondo a questo problema c'è una ragione di carattere finanziario »; egli aggiunge che occorre aiutare il consumo civile (pensiero che poi riprende nella mozione finale) poichè il consumo militare delle leghe leggere è un po' discontinuo, a « punte ».

Il Prof. BERTOLINI interviene a dire che egli si è occupato varie volte di leghe leggere negli usi civili, in senso stretto, cioè di costruzioni civili: tetti e simili. Si apre qui uno sbocco vastissimo e costante.

Il Ministro nota che è giunta poco prima una relazione anonima, in cui si fa un confronto fra i prezzi italiani ed esteri (indubbiamente deve trattarsi della comunicazione del Prof. Talamanca, v. elenco alfabetico degli Autori). Indi passa oltre e dà per lette una serie di relazioni che il tempo scarso disponibile non permette assolutamente di svolgere.

L'ing. BENOFFI, dell'Azienda Tramviaria di Torino, riassume brevemente la sua re-

lazione, dicendo fra l'altro che le difficoltà incontrate nella sostituzione dei fili di contatto in rame con altri d'alluminio sono gravissime. Il cons. naz. FERRARIO chiede di precisare queste difficoltà. Secondo lui, a parità di resistenza meccanica ed all'usura si ha una diminuzione di scintilla. L'Ing. PRAMAGGIORE della Montecatini osserva che in Germania è stato reso obbligatorio l'uso dell'alluminio armato pei fili di contatto sia per le ferrovie che per tramvie. Chiede alle industrie interessate di fare esperimenti in cotal senso.

Il comm. SANTORO, del Ministero delle Corporazioni osserva che nel provvedimento restrittivo degli usi del rame, deliberato nel più recente Consiglio dei Ministri, s'è lasciata impregiudicata la questione dei conduttori di contatto e delle corde portanti, poichè per ora siamo in fase sperimentale. Il cons. naz. FERRARIO risponde che pur lasciando per un momento a parte le ferrovie, si potrebbe considerare qualche disposizione pei fili di contatto dei tram e soprattutto di certi apparecchi lenti come le gru e gli ascensori. La questione della morsetteria rame-alluminio cadrà da sè quando tutto sarà d'alluminio.

Il Ministro passa le proposte dell'Ing. FERRARIO al cons. naz. VENTURI, presente, che presiede il Comitato intercorporativo per l'Alluminio. Dà per lette molte relazioni perchè non v'è tempo per discuterle e dà la parola all'Ing. GUASTALLA.

Questi riassume la sua relazione sugli usi delle leghe di magnesio.

Le leghe ultraleggere (*electron*) sono composte del 90-95% di magnesio e di piccole percentuali di altri elementi; al loro basso peso specifico (1,8 kg/dm^3), uniscono buone caratteristiche meccaniche che permettono di conseguire, rispetto ai materiali più noti, alleggerimenti compresi fra il 10 e il 50%.

Per ottenere buoni risultati è necessario curare in modo particolare il tracciamento ed il dimensionamento delle sezioni in modo da tener conto delle specifiche caratteristiche del materiale impiegato.

L'*electron* può essere ottenuto sotto forma di getti (in terra, in conchiglia, sotto pressione), di laminati, di profilati, di stampati. Il materiale, seguendo opportune norme, può essere saldato con relativa facilità.

Le leghe di magnesio pur non essendo specificamente resistenti alla corrosione, possono, opportunamente protette, essere esposte all'azione degli agenti atmosferici.

L'attitudine dell'*electron* ad incendiarsi è assolutamente da escludersi in pratica; ciò oltre che essere stato dimostrato da diverse esperienze condotte in collaborazione con le autorità militari, viene confermato dal largo impiego che se ne fa nella costruzione dei veicoli.

Le applicazioni delle leghe di magnesio coprono un vastissimo campo; primo fra tutti quello delle costruzioni aeronautiche, nelle quali si sono sviluppate per parti di motore e per parti della struttura stessa dell'aereo.

Un'applicazione di particolare interesse è quella delle ruote, per autocarro e per artiglieria, le quali permettono di conseguire, unitamente ad una buona resistenza meccanica, alleggerimenti fino al 50%.

Oltre alle industrie ferro-tranviarie le leghe di magnesio trovano applicazione in numerosi altri campi quali quello delle macchine fotografiche, delle macchine da scrivere, degli apparecchi ottici, dei clichés, delle medaglie ecc.

Nell'esaminare il problema tecnico è necessario tener conto anche di quello economico-commerciale, con particolare riguardo ai costi risultanti. In generale tali costi, pur riferiti ai valori assoluti dei prezzi delle parti finite, appaiono alquanto elevati rispetto a quelli dei materiali tradizionali: essi sono compensati però dai vantaggi diretti e indiretti che in generale conseguono all'impiego dell'electron, (minor spesa di lavorazione meccanica, minor costo dei trasporti, maggior efficienza della costruzione in relazione al minor peso ecc.)

S'alza quindi a parlare ancora il prof. BERTOLINI, per riferirsi alle relazioni del col. CALLIGARIS e dell'ing. MENGHI, in quanto accennano al basso limite elastico del magnesio che porterebbe a deformazioni rilevanti.

Ma egli ritiene che il realmente basso modulo elastico delle leghe leggere in generale non debba essere considerato come fattore negativo. In molti casi si possono avere deformazioni senza gravi guai. Possono verificarsi anche fenomeni di risonanza nelle strutture, ma non sempre, e l'O. cita il caso d'un ponte in acciaio, campata 80 m, in cui sorgono risonanze pel passaggio di un uomo, mentre con una struttura in lega leggera ciò non si verificherebbe.

Parla ora l'avv. SELLA, per proporre che si concentri la produzione dei getti in Mg presso fonderie specializzate, similmente a quanto si pratica in Germania, affinchè il pubblico possa ricorrere a ditte pratiche ed esperte del ramo e siano evitati errori. Il cons. naz. VENTURI risponde assicurando che la Corporazione esaminerà il problema tenendo conto di tutti i fattori e suggerimenti.

Infine in poche parole il Prof. GUZZONI della Soc. Naz. Cogne c'informa del programma magnesifero di questa ditta, dopo di che S. E. LANTINI dichiara chiusa la seduta.

Domenica 22 ottobre alle 10 la seduta si riapre. Per primo parla il col. MAZZEI del Commissariato Generale per le Fabbricazioni di Guerra, aderendo a nome del Commissariato alla proposta della classificazione dei prodotti in base al grado d'autarchia ed assicurando ch'esso segue colla massima attenzione le applicazioni dell'Al, Mg e leghe. Egli propone che il costituendo Centro di coordinamento presso il Consiglio Nazionale delle Ricerche, estenda la propria opera, oltre che ai metalli leggeri, anche allo zinco e altri materiali i cui usi sono da sviluppare nel piano autarchico.

Segue l'ing. OLDOFREDI che legge la relazione riassuntiva del Convegno. Ricorda i tre scopi del Convegno, già menzionati in principio, e ne aggiunge un quarto che è emerso durante le discussioni, e cioè la creazione di quel centro di coordinamento d'informazione e di statistica di cui sopra.

L'O. passa quindi a considerare le singole relazioni, o gruppi di relazioni, che furono svolte. Ricorda, fra l'altro che è stata annunziata la costruzione di un impianto pilota per la lavorazione della leucite in Toscana.

L'O. quindi passa a riassumere i risultati del Congresso enumerandoli:

a) Quasi tutti i relatori unanimemente hanno chiesto una diminuzione del prezzo dell'Alluminio, del Magnesio e più ancora delle leghe. A nome del convegno esprime il voto che coll'ausilio del Ministero delle Corporazioni si possa arrivare ad una diminuzione del prezzo; sebbene d'altro canto nel valutare i prezzi molti cadono nell'errore di non tener conto della differenza di peso specifico fra i metalli leggeri e quelli pesanti (nè, aggiungiamo noi, del valore rappresentato dai rottami e delle minori spese di trasporto derivanti dalla leggerezza).

b) Tutti sono d'accordo sulla necessità di diminuire il numero dei tipi di leghe: su 28 tipi esaminati, è risultato che una sola lega viene consumata in ragione di 3.300 tonn., un'altra, di 2.300 tonn., una terza, di 1.800 tonn., una quarta di 1.000 tonn., altri cinque tipi si consumano per poche centinaia e le rimanenti leghe per poche decine di tonn. all'anno. Sarebbe quindi agevole ridurre di molto il numero di leghe esistenti a pochi tipi unificati, come rilevò il prof. PANSERI. Particolarmente ciò vale poi pel magnesio la cui produzione in Italia è appena ai primi inizi.

c) Si propone l'istituzione di scuole professionali per operai e tecnici e la revisione dell'insegnamento della metallurgia nelle Facoltà d'ingegneria.

d) Si propone — e S. E. il Maresciallo BADOGLIO accetta — d'istituire un organo di collegamento e di statistica, di funzionamento indipendente, presso il C.N.R., allo scopo di raccogliere dati riferentisi alle leghe leggere ed ultraleggere, di collegare gli industriali e consumatori di tutti i brevetti, italiani e stranieri, inerenti a questa materia, d'organizzare convegni annuali come il presente.

e) Si propone l'emanazione di leggi perentorie per il divieto assoluto dei metalli non autarchici in tutti quei casi ove sono sostituibili, ad es. conduttori per apparecchi di sollevamento e gru, similmente a quanto si fa in Germania.

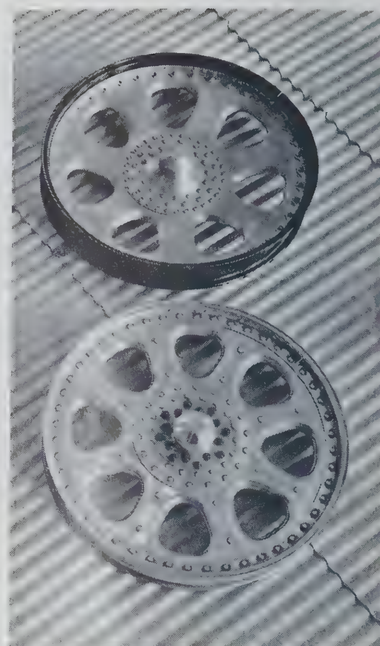
f) Si propone di vietare l'esportazione della bauxite e di favorire quella dell'alluminio, dato che il rapporto dei prezzi è di 1 : 15 e anche 1 : 20. Si raccomanda il maggiore sviluppo possibile dell'utilizzazione delle leuciti.

g) S'è illustrato l'intervento dello Stato a favore dell'industria del magnesio e si propone d'istituire dei premi per le imprese trasformatrici. Si rileva che per il magnesio, nè più nè meno che nel caso dell'alluminio, un grave ostacolo è dato dall'alto prezzo dell'energia elettrica: questo « argomento doloroso », come giustamente rileva l'O., tutta la Nazione vorrebbe vederlo risolto.

h) Si propone la creazione di un organismo tecnico specializzato e indipendente da assicurazioni industriali per gli studi da eseguirsi per conto d'imprese che non

Calzoni Dott. Alessandro	Risultati su prove di corrosione su leghe leggere.
Caminati Dr. Prof. Ing. Carlo	L'alluminio armato.
Ciaccia T. Col. A.	Impiego di leghe d'alluminio nelle armi navali.
Comp. Ital. Italcable	Impiego dell'alluminio in cablografia.
Dalla Verde Prof. A.	Le applicazioni dei metalli leggeri nell'elettrotecnica.
Dal Monte Dott. Ing. G.	Applicazioni dell'alluminio e delle leghe leggere nelle costruzioni ferrotramviarie Breda.
De Simone Ing. Gr. Uff. Domenico	Applicazione delle leghe leggere a un ponte sul Tevere.
E.N.A.P.I.	L'alluminio nelle lavorazioni artigiane.
Felici Prof. M.	Note su norme di istruzioni necessarie ai piccoli e medi fonditori di alluminio e di leghe.
Ferrario Cons. Nazionale Ing. Artemio	I conduttori di contatto in alluminio armato.
Ferraro Dott. Pietro	Il « Magnesio ».
Fiocchi Dr. Ing. P. A.	Alluminio e leghe leggere nelle cartucce per armi portatili.
Fiore Dott. Ing. Amedeo	Le leghe leggere ed ultraleggere nelle costruzioni aeronautiche italiane.
Guardabassi Ing. Galileo	Note sulla prima fabbrica di magnesio nazionale.
Guastalla Dott. Ing. Roberto	Basi generali per l'impiego delle leghe di magnesio.
Guidi Ing. Guido	Le leghe di magnesio nella costruzione dei motori a scoppio.
Guzzoni Prof. Gastone	Produzione ed applicazioni del magnesio e sue leghe in Italia.
Iacoboni Cap. G. A. Ing. Attilio	Le leghe alluminio-magnesio da lavorazione plastica.
Jotti da Badia Polesine	Importanza tecnica ed economica dell'impiego dell'alluminio nell'automobile.
Lo Jacono Cons. Naz. Giuseppe	Impiego dell'alluminio e delle leghe leggere nelle nuove costruzioni navali mercantili.
Losana Prof. Luigi	Il berillio nelle leghe leggere.
Manfredini Cons. Naz. Ing. Luigi	L'alluminio metallo nostro.
Mantovani Enrico	Impiego dell'alluminio e sue leghe nei condensatori.
Menghi Dr. Ing. Stefano	L'impiego dell'alluminio e sue leghe nel materiale rotabile delle Ferrovie dello Stato.
Montefredine Dr. Ant.	Applicazioni dell'alluminio nelle industrie alimentari.
Negrotto Cambiaso M.se Federico	Applicazione delle leghe leggere di alluminio e magnesio nelle costruzioni navali.
Olivo Ing. Mario	Formatura per fusioni di leghe leggere e ultraleggere con sabbie e agglomerati nazionali.
Panseri Prof. Dr. Ing Carlo	La produzione delle leghe leggere e i problemi ad essa connessi.
Panseri Prof. Dr. Ing Carlo	L'insegnamento scientifico e tecnico nei suoi rapporti con la metallurgia leggera.
Panzeri Bardelli Dr. Ing. G. / Parano Dr. Ing. Antonino	Applicazioni dell'alluminio, del magnesio e delle loro leghe nelle costruzioni aeronautiche Breda.
Ravasio Dott. Carlo	La stampa e la propaganda per l'autarchia.
Righi Dott. Ing. Rigo	L'utilizzazione dell'alluminio, del magnesio e delle loro leghe negli impianti fissi ferroviari.
Rossi Perito Ind. Paolo	L'applicazione integrale delle leghe di alluminio nella costruzione delle motociclette, in rapporto ai benefici derivanti all'economia nazionale ed alla propaganda per la diffusione d'impiego dell'alluminio e sue leghe.
Sarracino Ten. Gen. Ing. Luigi	L'applicazione dei metalli leggeri nell'esercito.
Schlacht Fernando	L'impiego dell'alluminio ossidato anodicamente nella costruzione di apparecchi scientifici e di precisione.
Sciacca Dott. Ing. Franco	La produzione del magnesio metallico a partire dall'acqua marina.
Sella Avv. Paolo	Note sulla portata finanziaria del piano autarchico per l'alluminio.
Societa' Italo-Radio	L'impiego dell'alluminio nelle costruzioni radioelettriche.
Soc. Metall. Bresciana	Lega leggera per lavorazione a taglio rapido « Decoltal ».
Soc. Stet-Stipel-Telve-Timo	L'alluminio nella tecnica telefonica.
Sonnino Dott. e Sassetti	Note su l'ossidazione anodica dell'alluminio nei confronti dell'autarchia.
Sorrentino Dr. Ing. M.	L'impiego dell'alluminio e magnesio nei trasporti moderni: sua influenza sull'autarchia della costruzione e dell'Esercito.
Spinelli Dr. Ing. Franco	Linee di contatto in alluminio blindato.
Tagliaferri Ing. Aldo	Cenni sui forni elettrici nell'autarchia dell'alluminio.
Talamanca Mario	Considerazioni sul prezzo dell'alluminio.
Tarchi Cons. Naz. Dott. Angelo	Le possibilità di sfruttamento delle leuciti per la produzione dell'alluminio e del potassio.
Trevisan Dott. Ferruccio	Trattamento tecnico dell'alluminio.
Zenari Ing. Aristide	Necessità ed utilità di una classificazione ufficiale dei materiali secondo il grado autarchico.





Al notevole successo dell' Esposizione Nazionale Svizzera, che non si teneva più dal 1914, ha contribuito non poco il padiglione dedicato al nostro metallo, uno degli edifici più considerevoli della manifestazione.

Detto padiglione, raccoglieva da solo non meno di 160 espositori, fra cui 2 fabbriche d'alluminio, 9 di semilavorati, 8 d'oggetti casalinghi, 2 di pistoni, 4 officine di saldatura ecc. senza contare gli altri produttori d'articoli finiti. La superficie coperta era di 3000 m², di cui 2600 dell'edificio vero e proprio, alto 12 m. Il tutto era diviso in 6 parti: l'atrio d'ingresso, la officina dimostrativa, la mostra degli oggetti finiti, la sala delle conferenze, la sala prove materiali, l'ufficio informazioni.

Nell'*atrio* dei getti d'acqua passanti attraverso blocchi d'alluminio cadono in un bacino, sormontato dalla passerella per il pubblico, ad esprimere simbolicamente l'enorme importanza che rivestono le forze idrauliche nella nostra industria.

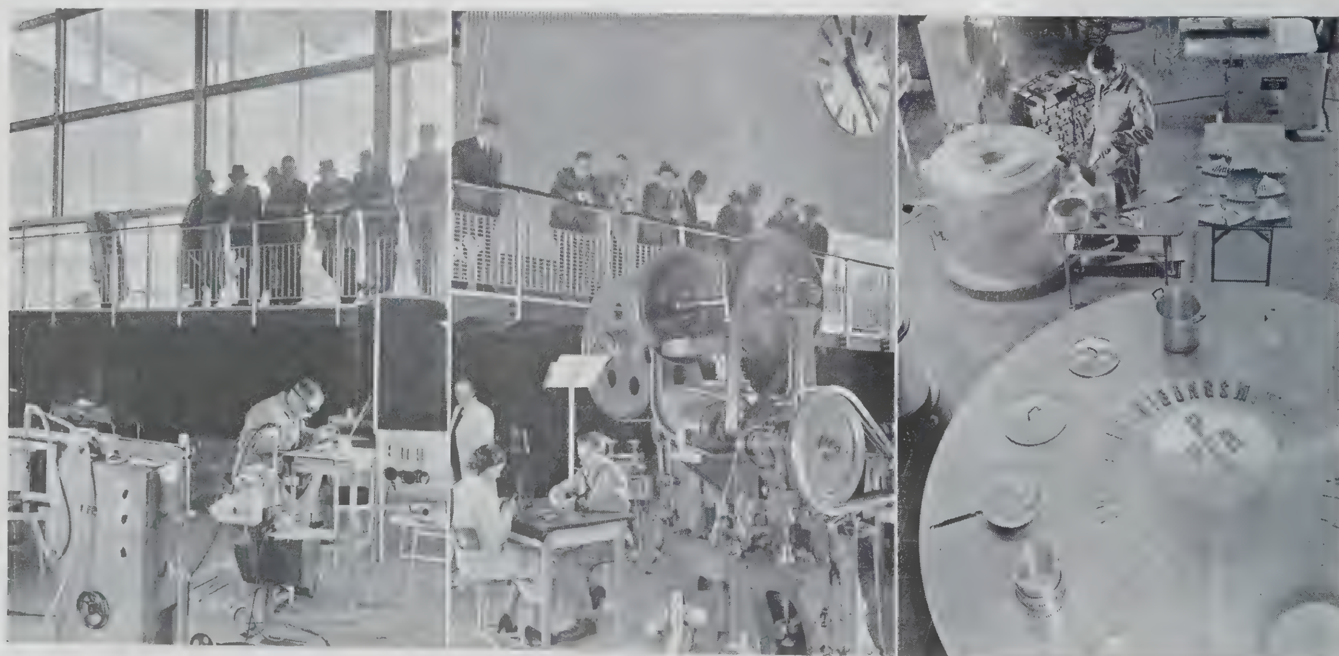
Dall'atrio si passa nell'*officina dimostrativa* in cui al pubblico transitante sopra un ballatoio sopraelevato in modo da permettere una comoda osservazione, si mostrano i vari sistemi di lavorazione dell'alluminio: fonderia, lavorazione plastica, lavorazione all'utensile e produzione di reti; trattamenti superficiali quali la lucidatura, l' ossidazione M B V e anodica; la colorazione e la verniciatura; le giunzioni, cioè saldatura autogena ed elettrica, brasatura, chiodatura, unione a vite. Grandi pannelli fotografici mostrano la trasformazione delle materie prime, dalla bauxite arrivando ai semilavorati.

Si noti che i suddetti processi di lavorazione del metallo vengono tutti praticamente presentati in funzione da parte di operai specialisti sotto la guida d'ingegneri.

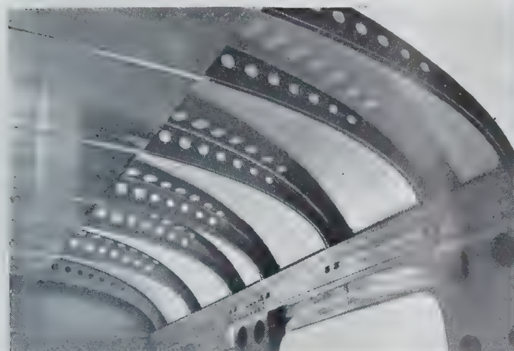
Non manca una collezione di semilavorati, fra cui dei profilati complicati.

L'importanza di quest'industria per l'economia nazionale svizzera è lumeggiata dal fatto che questo industre paese esportò, nel 1938, pani, semilavorati e manufatti d'alluminio per un valore complessivo di 73 milioni di franchi svizzeri (circa 330 milioni di lire), vale a dire il 5.6% delle esportazioni totali.

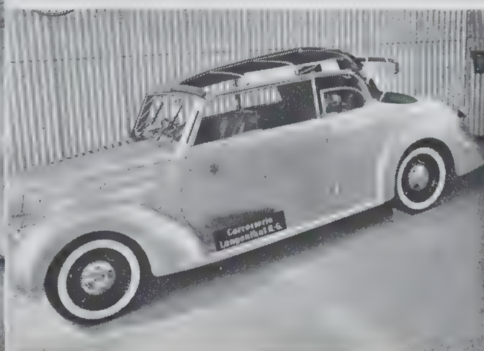
Nella susseguente *mostra degli oggetti finiti* sono considerate tutte le applicazioni attuali dell'alluminio e delle sue leghe. Gli oggetti sono divisi a seconda della lavorazione, cioè getti, pezzi pressati e fucinati, lamiere ecc., oppure a seconda del-



l'uso, e qui troviamo rappresentata l'industria dei trasporti, quella elettrotecnica, l'architettura e gli arredamenti interni, le numerose chincaglierie in alluminio. Nè mancano la meccanica di precisione, le applicazioni sportive e militari, infine la polvere di alluminio nelle sue applicazioni per verniciature.







Sono particolarmente notevoli: il nuovo tipo di rivestimento dell'alluminio « Ermetal », già descritto in « Alluminio », Vol. N. 4, pag. 194, 1939; un autobus carrozzato in lega leggera, un palo a traliccio munito di cavi ad alta tensione in Al, lo scheletro d'un aliante in lega leggera; biciclette per turismo e corsa; le carte alluminate; un carro-ponte in Anticorodal; un motoscafo in Peralumàn ecc. Rientra in questo reparto anche una antenna radio trasmittente ad onde corte, alta 48 m., collocata fuori del padiglione e completamente costruita in lega Anticorodal.

Il vantaggio della lega leggera consiste, in questo caso, oltre che nell'alleggerimento delle strutture, anche nelle minori spese di manutenzione.

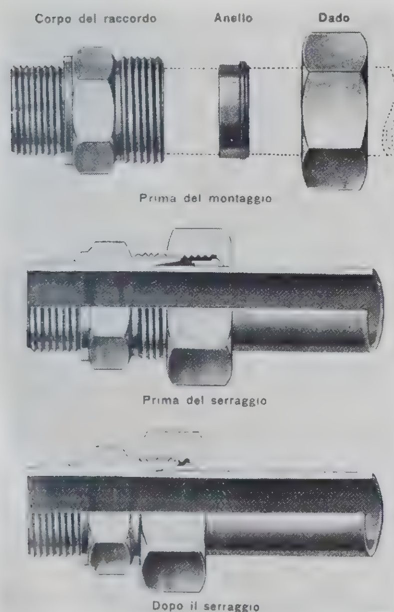
Altre applicazioni delle leghe leggere, fuori del recinto del padiglione Alluminio si trovavano nell'Esposizione, che com'è noto sorse sulle rive del lago di Zurigo: un battello in Peraluman, sul lago, le cabine Anticorodal della funivia, degli autobus e autocarri, una carrozza della ferrovia del Brünig e delle Ferrovie Federali Svizzere, un ufficio postale ambulante montato su autocarro carrozzato completamente in lega Aluman e Anticorodal ecc.

La *sala delle conferenze* è capace di 150 persone; in essa hanno luogo conferenze divulgative e tecniche. Inoltre vi si proiettano pellicole appositamente riprese sulla produzione, lavorazione ed applicazioni dell'alluminio e sue leghe: queste pellicole integrano dunque l'officina dimostrativa di cui sopra.

Ai lati della sala delle conferenze sono disposti laboratori di *prove materiali* in cui s'eseguono prove fisiche e meccaniche, onde lumeggiare al profano la difficoltà e l'intensità di questi studi e infondergli sempre maggior fiducia e rispetto per un'industria fondata su così solide basi scientifiche. Conchiude la suddivisione del padiglione un ben attrezzato *ufficio informazioni* nel quale sono a disposizione del pubblico non solo stampati di vario genere, ma anche pubblicazioni tecniche delle varie case espositrici.

"Ermeto„ nuovo tipo di raccordo per tubazioni in alluminio

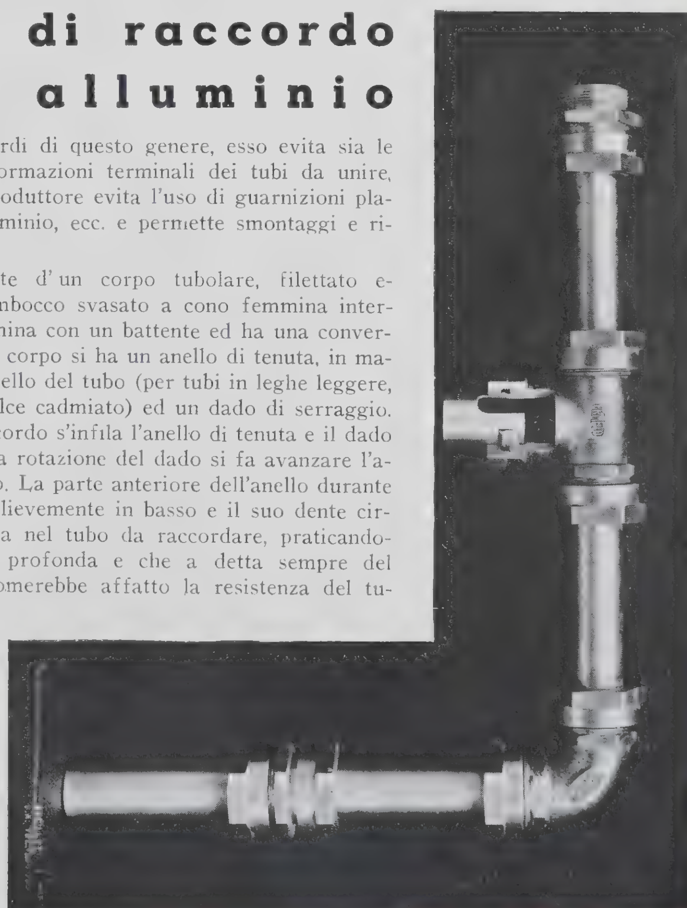
Alla XX Fiera di Milano, tenuta nell'aprile scorso, era esposto un nuovo tipo di raccordo, del genere a cono d'espansione, del quale ora siamo in possesso di notizie più particolareggiate.



Come tutti i raccordi di questo genere, esso evita sia le saldature, sia le deformazioni terminali dei tubi da unire, inoltre a detta del produttore evita l'uso di guarnizioni plastiche, come stoppa, minio, ecc. e permette smontaggi e rimontaggi ripetuti.

Il raccordo consiste d'un corpo tubolare, filettato esternamente e dall'imbocco svasato a cono femmina internamente: il cono termina con un battente ed ha una convergenza di 12°. Oltre al corpo si ha un anello di tenuta, in materiale più duro di quello del tubo (per tubi in leghe leggere, si prende l'acciaio dolce cadmiato) ed un dado di serraggio.

Per montare il raccordo s'infila l'anello di tenuta e il dado sul tubo e mediante la rotazione del dado si fa avanzare l'anello che gli è interno. La parte anteriore dell'anello durante il serraggio si flette lievemente in basso e il suo dente circolare interno penetra nel tubo da raccordare, praticandovi un'incisione poco profonda e che a detta sempre del produttore non menomerebbe affatto la resistenza del tubo. A questo modo il tubo è costretto ad avanzare entro il corpo del raccordo, fermandosi contro il suddetto battente.



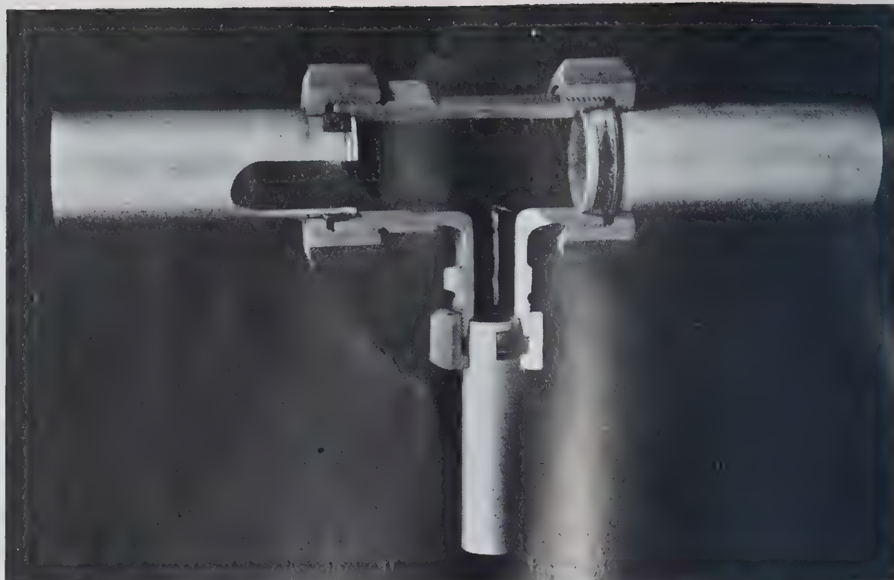
A questo modo si sarebbe realizzata una giunzione a freddo, ermetica, senza diminuzione di resistenza (come succe-

de invece nel caso della saldatura) e senza pericolo di corrosione, giacchè fra l'acciaio e l'alluminio viene ad interporsi lo strato di cadmio; c'è però da chiedersi che cosa succederà, quando in seguito a vari smontaggi e montaggi la cadmiatura dell'anello si sarà deteriorata.

Comunque riteniamo che per quelle applicazioni ove l'aumento di peso non abbia grande importanza (ad esempio tubazioni in alluminio per birra) e le corrosioni non siano molto da temersi (strutture tubolari), il raccordo « Ermeto » sia applicabile senz'altro.

Un interessante campo d'applicazione potrebbe essere quello dei telai per biciclette e motociclette. Infatti secondo la ditta produttrice le sollecitazioni per vibrazione, flessione e torsione non pregiudicano affatto la resistenza del raccordo, nè fanno allentare la presa del dado e noi crediamo che ciò sia plausibile.

Un grande vantaggio è quello di non richiedere nè attrezzature particolari, nè mano d'opera specializzata.



Le altre due figure che accompagnano la presente nota, si riferiscono ad un raccordo in derivazione e rispettivamente ad un esempio di raccordi multipli e di g[illegible]ti.

BREVETTI

PERFEZIONAMENTI NEI FORNI DI FUSIONE E AFFINAZIONE DEI METALLI.
Ajax Electric Furnace Corp., a Filadelfia Pa. (S.U.A.). (7-618).

PROCESSO PER L'ESTRAZIONE DI MAGNESIO METALLICO DA COMPOSTI OSSIDICI DI MAGNESIO MEDIANTE RIDUZIONE CON CARBONE.
American Magnesium Metals Corp., a Pittsburg, Pensilvania (U.S.A.). (7-618).

PROCEDIMENTO PER LA PREPARAZIONE DI LEGHE DI BERILLIO E RAME.
Heraeus Vacuumschmelze A. G., a Hanau a. M. (Germ.) (7-618).

PROCEDIMENTO PER PREPARARE FORNI AD INDUZIONE PER LA FUSIONE DI MAGNESIO E LEGHE DI MAGNESIO.
I. G. Farbenindustrie A. G., a Francoforte s. M. (7-618).

PROCEDIMENTO PER LA PRODUZIONE DI ALLUMINATI.
La stessa. (7-618).

PROCEDIMENTO ATTINENTE ALLA PRODUZIONE DI STRATI PROTETTIVI DI OSSIDO SUL MAGNESIO E SULLE SUE LEGHE.
Langbein-Pfanhauser-Werke A. G., a Lipsia (Germ.) (7-618).

ESTRAZIONE DEL VANADIO E DEL FOSFORO DA RESIDUI DALLA PREPARAZIONE DELL'ALLUMINA CON METODO ALCALINO.
« Montecatini » Soc. Gener. per l'Industria Mineraria e Chimica, a Milano. (7-619).

PROCESSO E TRATTAMENTO DI BRUNITURA ELETTROLITICA DI METALLI.
Bergsman E. B., Eriksson P. A. E. T., Svenson F. G. & Hildebrand G. E. H., a Stoccolma. (7-619).

DISPOSITIVO PER SALDATURE AUTOGENE TRA BARRE O CAVI IN ALLUMINIO A MEZZO DI RISCALDAMENTO PR[illegible]TTO DA CORRENTE ELETTRICA.
Ciancarelli T. & Pallar[illegible], a Roma. (7-620).

PROCEDIMENTO PER [illegible]ALZARE LA TEMPERATURA ALLA QUALE S[illegible]IZIA LA RICRISTALLIZZAZIONE DEI METAL[illegible] E DELLE LEGHE.
« Fides » Gesell. für [illegible]erwaltung und Verwertung von Gewerblichen Schutz[illegible]n m.b.H., a Berlino. (7-620).

PROCEDIMENTO E [illegible]OSITIVO PER IL TRATTAMENTO TERMICO [illegible] METALLI LEGGERI E LORO LEGHE.
G. Siebert G.m.b.H., ad Hanau, Main (Germ.). (7-620).

PROCEDIMENTO ATT[illegible]ENTE AI METODI USATI PER RENDERE COMPATTI E PER COLORARE GLI STRATI PROTETTIVI DI OSSIDO SUL MAGNESIO E SULLE SUE L[illegible].
Langbein-Pfanhaus[illegible]erke A. G., Lipsia (Germ.). (7-620).

PROCEDIMENTO D[illegible]PURIFICAZIONE DELL'ELETTRODO NEGATIVO DI GRAFITE DEI FORNI DI RAFFINAZIONE DELL'ALLUMINIO.
Soc. An. pour l'Industrie de l'Aluminium, a Neuhausen (Svizzera). (7-621).

PROCEDIMENTO PER IMPEDIRE LA CORROSIONE DI ALLUMINIO O LEGHE DI ALLUMINIO SOTTO L'AZIONE DI SOLUZIONI ACIDE DI ACQUA OSSIGENATA.
E. I. Du Pont De Nemours & Comp. Inc., a Wilmington, Delaware (S.U.A.). (7-672).

NOTIZIARIO ECONOMICO

Il problema dell'approvvigionamento di alluminio per i belligeranti nell'attuale conflitto

L'attuale stato di conflitto internazionale trova l'industria dell'alluminio in pieno periodo di sviluppo e quindi nelle migliori condizioni per rispondere a quanto la capacità inventiva dei popoli e le esigenze del momento richiederanno in questo campo. E' però facilmente prevedibile che mentre il consumo segnerà un forte incremento, molti saranno i problemi tecnici ed economici che si presenteranno nei riguardi della produzione e della distribuzione di questo metallo.

Nella passata guerra mondiale la situazione nei confronti dell'alluminio era completamente diversa e nell'aumento verificatosi per il consumo e per la produzione durante gli anni del conflitto sarebbe difficile determinare quanto è da attribuirsi alla condizione del momento e quanto invece rientrato nel normale andamento ascensionale dell'allora giovanissimo metallo:

DATI SULL' INDUSTRIA DELL' ALLUMINIO DURANTE LA PRIMA GUERRA EUROPEA (1000 tonn.)

	1913	1914-18	1919-22
Produzione totale	68	123	129
Produzione europea	40	45	53
Produz. altri paesi	28	78	76
Consumo totale	67	129	133
Consumo Europa	34	66	52
Consumo altri paesi	33	63	81

Il consumo e la produzione furono quindi raddoppiati, ma in cifre assolute essi rimasero assai modesti, poichè le possibilità di impiego erano allora limitatissime. Attualmente la situazione è totalmente cambiata e si hanno quindi possibilità di forte incremento nel consumo non solo in conseguenza degli impieghi nell'industria di guerra, ma anche per lo sviluppo nella sostituzione dell'alluminio agli altri materiali. Più che in tempo di pace la politica di sostituzione dei prodotti d'importazione potrà essere spinta, nei paesi che già la attuano, ai limiti consentiti dalle proprietà tecniche richieste per le diverse applicazioni, in quanto le considerazioni di carattere economico saranno ancor più trascurate. Sarà specialmente il caso della Germania che, in conseguenza del blocco economico franco-inglese vede ostacolate le sue comunicazioni con i mercati di approvvigionamento di numerose materie prime.

Per avere un quadro delle tendenze che verranno a delinearsi, e quindi dei nuovi sviluppi che si avranno nell'industria mondiale e nel commercio estero dell'alluminio, è opportuno esaminare in che situazione si trovano i belligeranti riguardo agli approvvigionamenti di alluminio e delle materie prime necessarie all'industria di questo metallo.

La Francia è il paese che, fra i belligeranti, si trova nella migliore posizione a seguito degli sviluppi della sua industria e della larga disponibilità nelle materie prime necessarie.

SITUAZIONE DELL'INDUSTRIA FRANCESE DELL'ALLUMINIO (in tonn.)

	Produzione	Importaz.	Esportaz.
1929	29.100	406	2.334
1934	16.200	158	4.369
1935	21.900	351	1.259
1936	26.500	1.213	1.470
1937	34.500	5	6.978
1938	45.300	9	14.032

Per far fronte al maggior fabbisogno, si potrà in un primo tempo restringere o eliminare le esportazioni che nel 1938 sono salite notevolmente, a seguito della maggiore attività dell'industria nazionale. Se sarà necessario si potrà ricorrere all'importazione rivolgendosi fra l'altro alla Svizzera, legata alla Francia per il suo fabbisogno di materie prime. Ricordiamo che nei primi giorni del corrente anno è intervenuto un accordo secondo il quale il 75% del tonnellaggio di alluminio prodotto a Neuhausen e a Chippis con allumina proveniente dalla fabbrica di St.-Louis-les-Aygalades, Marsiglia, (appartenente all' Aluminium Industrie A. G. di Neuhausen) sarebbe stato messo a disposizione dell' Aluminium Français, in caso di guerra. La Svizzera è un paese essenzialmente esportatore; sulla produzione di 26.500 tonn. nel 1938 ha esportato per 21.814 tonn. dirette principalmente alla Gran Bretagna, al Giappone ed in minor misura alla Germania, al Belgio, agli Stati Uniti e ad altri paesi. Vi sarà quindi probabilmente qualche spostamento del suo commercio estero. Anche considerando altre eventuali possibilità di importazione della Francia, sembra però che quest'ultima debba far assegnamento essenzialmente sulla sua industria e addivenire ad un potenziamento della produzione e della capacità produttiva. Secondo alcune notizie, la capacità produttiva dell'industria francese era nel 1938 di 50.000 tonn.; nel 1939 avrebbe dovuto raggiungere 60 mila tonn. a seguito dei lavori di ampliamento della Cie. Alais, Froges et Camargue (Péchiney) (9/10 della produzione francese) e dell'Ugine che ha messo in attività nel corso di quest'anno l'importante nuovo impianto di Lennemezan. A questo potenziamento dell'industria francese non si oppongono ragioni di scarsità di materie prime. Per quanto riguarda la bauxite, la Francia è la maggior produttrice dell'Europa. Oggi circa metà di questa produzione viene esportata.

L'INDUSTRIA FRANCESE DELLA BAUXITE (tonn.)

	1938	1937
Produzione	683.400	690.900
Esportazione:		
Germania	84.075	87.524
Inghilterra	187.962	180.117
Svezia	13.922	13.322
Svizzera	3.148	5.344
Stati Uniti	228	10.871
Altri paesi	2.345	6.419

Anche se, fatta eccezione per la Germania, la Francia riterrà conveniente mantenere le attuali correnti commerciali, le sue riserve di bauxite (che si stimano a 60 milioni di tonn.) permetteranno ugualmente un potenziamento della produzione.

Per quanto riguarda l'altra importante materia prima di questa industria, l'energia elettrica, sembra che le possibilità potenziali del paese non siano tali da far sorgere timori. Già negli ultimi anni la Péchiney e l'Ugine hanno provveduto ad aumentare le loro disponibilità: la prima ha messo in attività al principio del 1939 la nuova centrale di Pradières e progettava di finire nel 1940 i lavori di sistemazione della valle del Vicdessos, mentre la seconda doveva ultimare verso la fine del 1939 gli impianti di Fontanne (bacino di Beaufort) aumentando così sensibilmente le disponibilità di energia. Nel complesso la Francia sembra quindi in grado di far fronte facilmente al suo fabbisogno.

Per quanto riguarda la Gran Bretagna la questione è più complessa. Infatti malgrado i notevoli sviluppi degli ultimi anni, l'industria inglese non è ancora riuscita a far fronte al crescente consumo interno in tempo di pace ed è stata così costretta a ricorrere in misura crescente all'importazione, quasi totalmente dal Canadà (il resto dalla Norvegia e dalla Svizzera).

SITUAZIONE DELL'INDUSTRIA INGLESE DELL'ALLUMINIO (in tonn.)

	Produzione	Importaz.	Esportaz.
1929	13.900	22.635	5.916
1934	13.000	14.450	1.535
1935	15.100	18.271	2.569
1936	16.400	22.067	2.048
1937	19.000	32.079	4.023
1938	22.500	46.996	1.532

Le possibilità di fronte al sicuro maggior consumo sono due: aumentare ancora la già rilevante importazione e potenziare la produzione interna. Almeno in un primo tempo l'unica via di uscita sarà data dall'importazione. E' fuori dubbio che la Norvegia e la Svizzera, fornitrici della Gran Bretagna, potranno dare un aiuto

— non però di carattere decisivo. La prima ha infatti una potenzialità notevolmente superiore alla sua attuale produzione ma dipende dall'estero per l'approvvigionamento di bauxite, la seconda è legata alla Francia dagli impegni accennati. Lo sforzo maggiore dovrà quindi essere sostenuto dal Canadà che come Dominion e come alleato di guerra si trova legato saldamente ai destini della Madre Patria.

ESPORTAZIONI CANADESI DI ALLUMINIO
(in tonn.)

	1929	1937	1938
Esportazione totale	*33.099*	*44.000*	*58.717*
Gran Bretagna	5.534	20.786	30.765
Germania	3.123	316	5.621
Svezia	343	259	1.619
U.R.S.S.	338	421	1.934
Cina	—	1.066	1.518
Giappone	7.970	8.010	14.106
Stati Uniti	12.865	11.633	1.013

Vi sarà quindi probabilmente un cambiamento parziale di direzione delle esportazioni di questo Dominion che già fornisce la Gran Bretagna per più del 65% delle sue importazioni. Dalle cifre riportate risulta che le conseguenze di una tale politica saranno sentite principalmente dal Giappone ed in minor misura dalla Germania, dalla Cina e dagli Stati Uniti. La vera via d'uscita sarà però probabilmente nell'aumento della produzione ed eventualmente della capacità produttiva, ciò che l'Inghilterra ha già mostrato di voler fare. Infatti alcuni mesi prima dello scoppio della guerra, quando l'orizzonte internazionale si oscurava, l'Aluminium Co. of Canada decise, probabilmente dietro pressione del governo inglese, un importante piano per la costruzione di nuovi impianti ed il potenziamento di quelli già esistenti, con una spesa di circa 7 milioni di dollari. La maggior parte di questa somma doveva essere destinata alla costruzione di un impianto a Kingston (Ontario) di cui si sarebbero già iniziati i lavori (non si sa ancora se si tratta di un impianto di riduzione dell'allumina o di una fonderia con laminatoio). Per una probabile maggior attività dell'industria canadese sorgerà però il problema degli approvvigionamenti di bauxite, dato che il Canadà dipende quasi totalmente dall'estero. Fino ad ora la maggiore fornitrice è stata la Guiana inglese che, su un'esportazione totale di 376.368 tonn. di bauxite nel 1938, ne inviò al Canadà 283.343 t. Il resto fu spedito per la quasi totalità in Inghilterra. E' probabile che la produzione di questo possedimento possa aumentare dato che le riserve si calcolano a circa 60 milioni di tonn.; inoltre il Canadà potrà rivolgersi ad altre fonti di approvvigionamento in America, in Asia ed eventualmente in Africa.

Di fronte all'eventualità di seri ostacoli ai trasporti per via mare, l'Inghilterra dovrà però considerare attentamente il problema di un maggior potenziamento dell'industria nazionale già in atto nell'anno in corso per opera della British Aluminium Co. e delle sue consociate. Quest'ultima doveva, nel 1939, provvedere ad ampliare la fabbrica di allumina di Burntisland e alla costruzione di una nuova fabbrica a Newport (tutt'e due alimentate da bauxite importata dalla Francia). Doveva inoltre essere ampliata la produzione di metallo degli impianti di Lochaber, Foyers e Kinlochleven. Al principio del 1939 l'I.C.I. aveva poi in studio un progetto per l'ampliamento degli impianti di Wilton (Birmingham). Nel corso dell'anno è stata infine concessa l'autorizzazione per la fabbrica di alluminio a Rheola della South Wales Aluminium Co., creata nel novembre del 1938 con il concorso della B.A.C., della Neuhausen e dell'Alcoa canadese.

Il problema più difficile da risolvere per raggiungere questi scopi sarà quello di assicurare le importazioni di bauxite. Per questo potrà essere preziosa l'industria francese con la sua potenzialità e la sua vicinanza alle coste inglesi. Per quanto riguarda l'energia elettrica (in Inghilterra l'energia elettrica viene prodotta quasi totalmente per via termica) non si tratterà altro che di destinare allo scopo ulteriori quantitativi di carbone ottenibili con un aumento della produzione ed eventualmente con una diminuzione dell'esportazione.

La posizione degli alleati è quindi nel suo complesso abbastanza soddisfacente, per l'Inghilterra però meno che per la Francia.

Per la Germania il problema si presenta più complesso, ma non insolubile. L'industria tedesca dell'alluminio sarà chiamata, più dell'industria francese ed inglese, a risolvere gravi problemi; infatti dovrà non solo pensare ad assicurare gli approvvigionamenti dell'industria di guerra, ma anche a raddoppiare gli sforzi per sostituire materie prime di importazione e specialmente il rame. L'approvvigionamento di questo metallo diventerà infatti sempre più difficile a seguito del blocco, che taglia completamente le comunicazioni con i paesi d'oltremare, fornitori quasi esclusivi.

La Germania ha dovuto ricorrere, l'anno scorso, ad importanti acquisti all'estero di alluminio a seguito del notevole aumento del consumo interno. Le importazioni vennero per il 40,3% dal Canadà, per il 23,3% dalla Svizzera, per il 18,9% dalla Norvegia, per l'11,4% dagli Stati Uniti e per il resto dagli altri paesi.

SITUAZIONE DELL'INDUSTRIA TEDESCA DELL'ALLUMINIO (in tonn.)

	Produzione	Importaz. (¹)	Esportaz. (²)
1929	36.000	7.322	3.618
1934	39.400	5.339	698
1935	73.300	13.543	246
1936	100.800	3.900	242
1937	132.000	2.674	1.334
1938	165.600 (1)	14.480	2.831

(¹) incluso Marca Orientale.
(²) escluso Marca Orientale.

Poichè queste correnti di importazioni verranno in gran parte interrotte dalla guerra, il rifornimento di alluminio della Germania si baserà sopratutto sull'industria interna. A questa si porranno principalmente due problemi: procurarsi sufficienti disponibilità di energia elettrica ed assicurarsi i rifornimenti di bauxite. Il primo problema sarà senza dubbio il più difficile e delicato. La questione di sufficienti disponibilità di energia elettrica per l'industria elettrochimica ed elettrometallurgica in genere, è venuta all'ordine del giorno e, per quanto riguarda l'alluminio, se ne è avuto una eco nell'ultima relazione di bilancio della Vereinigte Aluminium-Werke A. G. La scarsità di energia elettrica è forse stata una delle cause delle restrizioni adottate nel corso di quest'anno nei riguardi della costruzione di nuove fabbriche di alluminio e magnesio e dell'ampliamento di quelle esistenti. La soluzione potrà trovarsi in un maggior sfruttamento delle forze idriche dell'Austria ed anche in una maggior produzione di energia per via termica.

La questione degli approvvigionamenti di bauxite è meno assillante dato che questi potranno essere assicurati malgrado il blocco anglo-francese.

IMPORTAZIONE DI BAUXITE DELLA GERMANIA
(in tonn.)

	1937	1938
Importazione totale	1.307.378	1.177.654
Francia	95.036	92.272
Grecia	80.669	84.796
Italia	111.271	96.593
Jugoslavia	405.825	348.068
Ungheria	472.313	363.255
Indie olandesi	138.812	192.668
Possedimenti inglesi dell'America	3.442	—

I paesi dell'Europa sud-orientale saranno in grado di rifornire di bauxite la Germania anche nel caso in cui le richieste di questo Paese aumentassero notevolmente; non sarà quindi questo il più grave problema tedesco per quanto riguarda l'industria dell'alluminio ed è fuori dubbio che la forte organizzazione industriale della Germania saprà superare anche le altre difficoltà che si presentano per il potenziamento della produzione dell'importante metallo leggero.

Le difficoltà che in seguito allo stato di guerra ora in atto, sorgeranno nei diversi paesi saranno quindi numerose, ma l'attuale importanza dell'alluminio nel campo delle applicazioni industriali, anche di carattere bellico, lascia supporre che esse saranno superate e non costituiranno ostacolo all'incremento del consumo.

Gli studi scientifici e le esperienze di laboratorio hanno ormai messo a punto le caratteristiche del metallo, hanno posto in evidenza la misura delle sue possibilità ed affinato notevolmente la tecnica delle varie applicazioni. Nell'aeronautica esso trova impieghi di fondamentale importanza ed è evidente che in questo campo si avrà un notevole aumento del consumo. Tutto ciò fa ritenere che non solo continuerà l'andamento fortemente ascensionale segnato negli ultimi anni dalla produzione di alluminio, contrariamente a quanto si è verificato per gli altri metalli non ferrosi, ma che il tasso d'incremento subirà un aumento molto marcato.

Notizie comunicate dall' Ufficio Studi della S. A. Montecatini

RASSEGNA DELLA STAMPA PERIODICA

CLASSIFICAZIONE:

I. - MATERIE PRIME E PROCESSI DI FABBRICAZIONE.
II. - PROPRIETA' DEI METALLI E DELLE LEGHE:
 a) Fisiche
 b) Meccaniche
 c) Strutturali (metallografiche).
III. - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE:
 a) Ricerche sulla corrosione
 b) Trattamenti superficiali.
IV. - ANALISI CHIMICA E SPETTROSCOPICA.
V. - TRATTAMENTI TERMICI:
 a) Forni
 b) Modalità, caratteristiche, applicazioni.
VI. - APPARECCHI SCIENTIFICI E DI MISURA. MISURE INDUSTRIALI.
VII. - TECNOLOGIA:
 a) Fonderia
 b) Lavorazione plastica
 c) Lavorazione all'utensile
 d) Saldatura e chiodatura
 e) Pulitura e decapaggio.
VIII. - APPLICAZIONI ELETTRICHE.
IX. - IMPIEGHI INDUSTRIALI:
 a) Architettura, edilizia, decorazione
 b) Trasporti
 c) Industrie chimiche ed alimentari
 d) Grossa e piccola meccanica
 e) Varie.
X. - MISCELLANEA.

RIASSUNTI

II - PROPRIETÀ DEI METALLI E DELLE LEGHE

c) Strutturali (metallografiche)

— La preparazione dei campioni metallografici. - Metodo proposto dal Comitato E-4 dell'A. S. T. M. - «A. S. T. M. Preprint 23» (1939).

Lo scopo principale della metallografia è quello di rivelare i costituenti e la struttura dei metalli e delle loro leghe per mezzo del microscopio. Tranne pochi casi, in generale è della massima importanza la scelta e la preparazione dei campioni. Dato però il notevole numero di macchine esistenti e la varietà dei problemi che si presentano in pratica, la preparazione dei campioni metallografici è diventata un'arte di difficile acquisizione e offre scarse possibilità di standardizzazione.

Ciò premesso, la presente memoria farà da guida al metallografo per la soluzione dei problemi coi metodi che l'esperienza ha dimostrato soddisfacenti.

Perchè l'interpretazione dei campioni possa avere un valore effettivo è necessario che essi rappresentino fedelmente il materiale che si sta studiando; è quindi indispensabile che essi vengano prelevati là dove massime sono le disuguaglianze strutturali. Da un getto i campioni saranno p. es. prelevati sia dalle zone dove sono massime le segregazioni sia da quelle dove invece sono minime. Nell'esame di nastri o di fili essi verranno prelevati da entrambe le estremità del rotolo.

Nello studio delle fratture i provini saranno presi nelle immediate vicinanze di esse o meglio ancora nelle zone iniziali delle fratture.

Fissato con questo criterio il punto da cui dovranno essere prelevati i campioni metallografici occorrerà poi saper scegliere la sezione da esaminare. In un getto, una sezione perpendicolare alla superficie mostrerà le variazioni di struttura esistenti fra l'esterno e l'interno del getto; in un metallo lavorato sia a freddo che a caldo occorrerà esaminare sia la superficie trasversale che quella longitudinale.

In questo particolare campo di ricerca possono alle volte essere richiesti provini ricavati con le superfici parallele alla superficie originale del pezzo.

Nelle sezioni trasversali, prese cioè perpendicolarmente all'asse medio del pezzo, si possono studiare:
le variazioni di struttura dal centro alla superficie;
la distribuzione, nella sezione, delle impurezze non metalliche;
la decarburazione superficiale di un metallo ferroso;
la profondità delle imperfezioni superficiali e della corrosione;
lo spessore e la struttura del materiale protettivo.

Sulle sezioni longitudinali, ricavate cioè parallelamente all'asse medio, si studiano invece:
l'entità della deformazione nelle impurezze non metalliche;
il grado di deformazione plastica e cristallina;
la presenza o l'assenza di legame nella struttura cristallina;
e, infine, l'esito di ogni trattamento termico.

In relazione ai risultati ottenuti occorre sempre indicare l'esatta posizione delle superfici esaminate; in fig. 1 è mostrato appunto un metodo per una conveniente denominazione delle superfici.

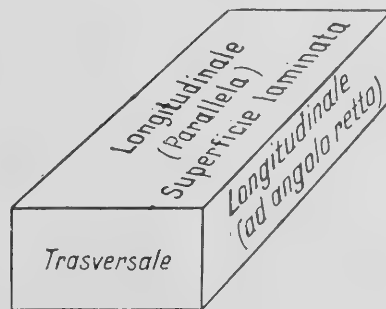


Fig. 1 - Metodo di identificazione della superficie mostrata nelle micrografie.

I provini da lucidare avranno una superficie compresa fra 300 e 660 mm²; se essi sono rotondi il loro diametro non dovrà superare i 25 mm. L'altezza sarà scelta in modo che l'operatore possa convenientemente prenderli in mano durante l'operazione di pulitura.

In molti casi non è possibile fissare ai provini queste dimensioni; trattandosi p. es. di fili o di lamierini è indispensabile lo impiego di un materiale sussidiario dal quale essi vengono circondati e trattenuti.

Nel tagliare il campione metallografico dal corpo del pezzo occorre usare particolari riguardi per non alterare la struttura del materiale: è necessario infatti lubrificare di tanto in tanto la sega onde evitare lo scorrimento del metallo sulla superficie da esaminare e raffreddare il provino per non alterare l'effetto del trattamento termico. L'impiego della fiamma ossidrica per il taglio dei provini è da scartare perchè altera completamente la struttura del materiale; se essa si rivela indispensabile si pre-

TABELLA I

I principali reagenti per l'alluminio e le sue leghe.

Reattivo	Composizione	Osservazioni	Uso
Nº 1 Acido fluoridrico	HF 0,5 cc H_2O 99,5 cc	Attacco di 15 sec. con cotone imbevuto	Generale; microscopico
Nº 2 Sodio idrato	NaOH 1 g H_2O 99 g oppure NaOH 10 g H_2O 90 g	cotone imbevuto per 10 sec. Immersione per 5 sec a 70°C e lavaggio in acqua fredda	Generale; microsc. Micro e macroscopico
Nº 3 Acido solforico	H_2SO_4 20 cc H_2O 80 cc	Immersione per 30 sec a 70° e tempra in acqua fredda	Differenziazione del composto Al-Cu-Fe -Mn dai composti Al-Fe-Mn e Al-Cu-Fe
Nº 3A Acido solforico	H_2SO_4 10 cc H_2O 90 cc	Immersione a 60°-70°	Fe-Al_3
Nº 4 Acido nitrico	HNO_3 25 cc H_2O 75 cc	Immersione per 40 sec a 70°C e tempra in acqua fredda	Separazione del composto α Al-Fe-Si da $FeAl_3$; microscopico
Nº 5 Reattivo di Keller	HF 1 cc HCl 1,5 cc HNO_3 2,5 cc H_2O 95 cc	Immersione per 10-20 sec e lavaggio in corrente d'acqua calda	Microstruttura delle leghe tipo duralluminio
Nº Reattivo di Flick	HF 10 cc HCl 15 cc H_2O 90 cc	Immersione per 10-20 sec lavaggio in acqua calda e successiva immersione in HNO_3	Macroscopico
Nº 7 Reattivo di Tucker	HF 15 cc HCl 45 cc HNO_3 15 cc N_2O 25 cc	Immersione	Macroscopico
Nº 8 Reattivo di Vilella	HF 2 parti HNO_3 1 parte Glicerina 3 parti		Generale
Nº 9 Doppio attacco	Soluzione A HNO_3 25 cc H_2O 75 cc Soluzione B NaF 0,5 g HNO_3 1 cc HCl 2 cc H_2O 97 cc	Immersione per 60 sec nella soluzione A a 70° tempra in acqua fredda indi immersione nella soluzione B per 15-30 sec e lavaggio in corrente d'acqua calda	Consigliabile per determinare la qualità del trattamento termico delle leghe tipo duralluminio e la presenza di $CuAl_2$ precipitato ai bordi dei grani

leverà un campione di conveniente grandezza che verrà poi opportunamente ridotto coi metodi ordinari.

Prima di passare all'operazione di pulitura è necessario sgrassare il campione con opportuni solventi organici. Nel caso di acciaio zincato, lo zinco sarà rimosso immergendo il campione in una soluzione di acido nitrico o di acido solforico; le fratture comunemente ossidate possono venir pulite impiegando una soluzione diluita di citrato d'ammonio o di acido fosforico.

Per fornire di una montatura i campioni di piccole dimensioni sono in uso quattro metodi fondamentali: il montaggio meccanico, la montatura galvanoplastica, la cementatura con materiale metallico e quella con materiale termoplastico.

Col primo metodo i campioni costituiti da lamierini più o meno sottili vengono fortemente serrati in una sorte di staffa a due bulloni; i vari provini debbono avere possibilmente tutti la stessa durezza per evitare l'arrotondamento dei bordi se l'esame di questi presenta per il metallografo una particolare importanza. Il serraggio forzato evita un eccessivo assorbimento del liquido reagente durante l'operazione di attacco e, conseguentemente, la possibilità di trasudazione del liquido stesso ad operazione ultimata; quest'inconveniente si può pure evitare separando le lamiere con sottili ma compatti fogli di carta assorbente. I pori e la cavità eventualmente presenti vengono riempiti immergendo tutto il pacchetto in paraffina liquida.

I fili sottili, le fratture ed in generale tutti quei campioni nei quali occorre esaminare gli spigoli sono sovente placcati elettricamente prima di venire serrati nella montatura. I metalli ferrosi vengono comunemente ramati immergendoli dapprima in un bagno di cianuro di rame e successivamente in uno di solfato, quelli preziosi sono invece nichelati o placcati in oro o argento mentre le fratture di molti metalli non ferrosi vengono convenientemente placcati in argento.

Col terzo metodo si cola intorno ai provini, collocati entro un anello, un metallo il quale servirà ad imprigionarli. Nella scelta di questa metallo occorrerà tener conto della sua resistenza all'azione corrosiva del reattivo d'attacco, dell'influenza di esso nei riguardi di un possibile attacco elettrolitico sul campione nei punti di contatto con questo e, principalmente, della sua temperatura di fusione che, se elevata, potrà variare le caratteristiche strutturali del campione.

I metalli ferrosi sono comunemente montati in una lega composta di 50% di piombo e 50% di stagno o nella lega di Wood; in alcuni laboratori viene usata la lega fondente a 95-98°C costituita da 52,5% di bismuto, 31,5% di piombo e 16% di stagno o lega eutettica cadmio-zinco fondente a 264,5°.

Il quarto metodo utilizza per la montatura dei provini una numerosa gamma di materiali termoplastici o termoindurenti forniti dalla industria moderna. Il processo di termo-indurimento è un processo chimico-fisico col quale mediante l'impiego, durante lo stato fuso, di temperatura e pressione conveniente, si conferisce al materiale una forma determinata che non può venir modificata con un successivo riscaldamento. I materiali plastici invece ritornano fluidi tutte le volte che si applicano temperature e pressioni opportune.

Le resine termoindurenti sono del tipo formaldeidico, quelle plastiche comprendono i polistireni, i metacrilati e i materiali a base di cellulosa. La durezza Brinell di questi materiali, misurata con una sfera da 10 mm e un carico di 500 kg, è la seguente:

Materiali termoplastici	*Durezza Brinell*
Polistirene I	10
Polistirene II	22
Metacrilato di metile:	
tenero	17-20
duro	27
Materiali termoindurenti	
Anilina formaldeide	30
Fenolo formaldeide più polvere di legno	42

Paragonando questi materiali dal punto di vista della resistenza chimica si è trovato che le resine termoindurenti sono decomposte dagli acidi fortemente ossidanti e dagli alcali energici mentre le termoplastiche oltre ad essere attaccate dagli stessi elementi sono generalmente solubili in solventi organici. Fatta eccezione per l'anilina-formaldeide che resiste all'abrasione più di quanto non indichi la sua durezza tutti gli altri materiali hanno una resistenza all'abrasione proporzionale alla durezza.

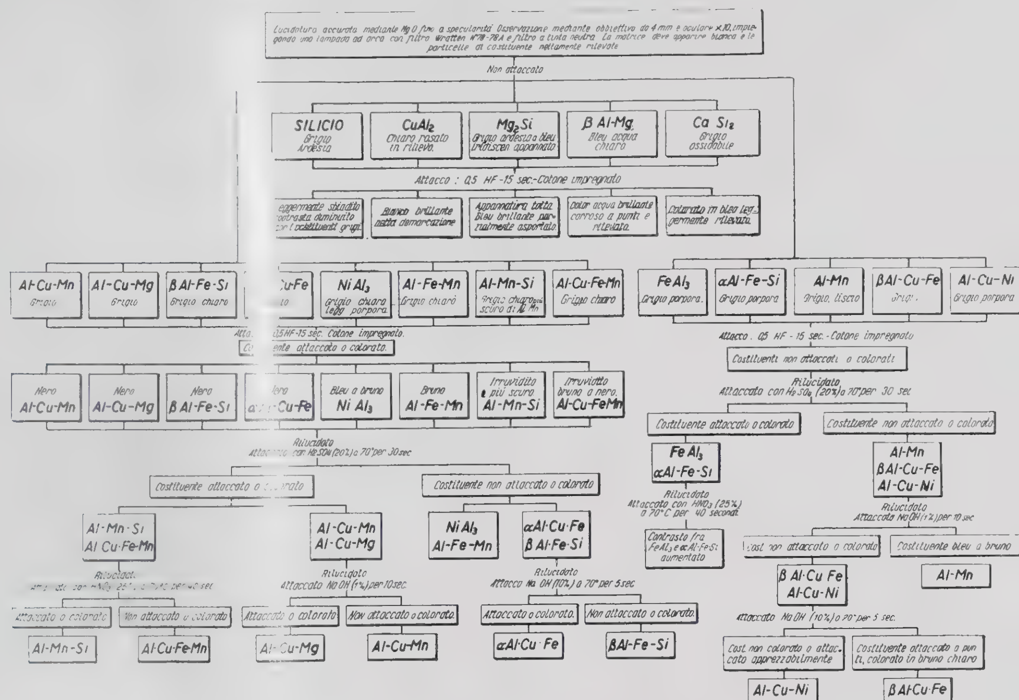
Data la natura delle resine termoplastiche è evidente che se le operazioni di pulitura riscaldano eccessivamente il campione il materiale plastico può facilmente rammollirsi; quest'inconveniente non si verifica invece coi materiali termoindurenti.

Descritti così in sommi capi i procedimenti di pulitura comuni a tutti i metalli si esaminano successivamente le operazioni particolari relative ai metalli leggeri, alluminio e magnesio, e alle leghe di rame.

esso acqua semplice e miscela dalla quale sian però precipitate le particelle più grosse.

La pulitura finale viene condotta su un disco ricoperto di un panno tipo « orecchio di gatto » e rotante a circa 150-200 giri per minuto. Sul panno abbondantemente bagnato d'acqua distillata si spalma l'ossido di magnesio Merck in polvere allontanando con le dita i granelli più duri. Nel corso della pulitura si verserà continuamente acqua distillata con la quale, verso la fine dell'operazione, si scacceranno dal disco tutte le particelle d'abrasivo; durante quest'ultima fase si userà la massima attenzione variando convenientemente la pressione a seconda della durezza della lega e girando di tanto in tanto il provino di 180° per evitare scorrimenti superficiali. Quando la lucidatura è ultimata il campione si lava in corrente d'acqua calda e si asciuga con un getto d'aria; da questo momento la sua superficie non deve più venir toccata. I campioni conserveranno indefini-

Schema di identificazione dei vari costituenti microstrutturali nelle leghe di alluminio



ALLUMINIO E SUE LEGHE. — Dopo una prima spianatura eseguita con una lima munita di opportuna dentatura il campione viene passato su fogli di carta smeriglio metallografica n° 0, 00 e 000 sui quali si spalma una soluzione di paraffina e petrolio che impedisce alle particelle di abrasivo d'incastrarsi sulla superficie da lucidare. Se si ha a disposizione un microtomo l'uso di esso sostituisce brillantemente le due precedenti operazioni.

La prima pulitura in umido si eseguisce su un disco rivestito di panno e rotante a circa 300 giri per minuto: l'abrasivo comunemente adoperato in tale operazione è l'Alundum n. 600 in sospensione acquosa. Questa mescolanza si prepara mettendo in un bicchier d'acqua una certa quantità d'abrasivo e agitando fino a raggiungere la sospensione completa; essa si può versare direttamente sul disco mentre il provino è tenuto a contatto col panno. Siccome l'alundum precipita facilmente occorre spesso agitare il bicchiere durante la prima fase della pulitura; man mano che questa procede le particelle più grosse d'abrasivo verranno scacciate dal panno versando alternativamente su di

tamente la loro lucidatura se vengono posti in essiccatoi o gabinetti di sterilizzazione. La lucidatura dei provini da macroscopia non ha bisogno invece di particolari cure: se essi sono sufficientemente grandi basta spianarli sulla fresa o sul tornio; se piccoli si passeranno su una serie di carte abrasive che vanno dall'aloxite N° 180 alla carta smeriglio N° 0.

Nella tab. I sono riportati i principali reattivi d'attacco comunemente adoperati per l'alluminio e le sue leghe. L'attacco coi cotone imbevuto dà generalmente ottimi risultati ed è specialmente raccomandato nell'identificazione dei costituenti; per l'esame macroscopico è preferibile l'attacco per immersione: in questo caso si eviterà di tenere il campione con pinze che, se di diverso metallo, possono influenzare il grado d'attacco. Per ottenere buoni risultati è importante controllare la temperatura del campione e del reattivo, il tempo dell'attacco e la concentrazione del liquido.

Per l'identificazione dei costituenti i primi tentativi sono fatti sul campione non attaccato usando il colore e la forma come

mezzo di differenziazione. E' particolarmente raccomandato l'esame eseguito a 500 ingrandimenti impiegando un obiettivo da 4 mm e un oculare x 10. Per giudicare il colore è consigliabile l'uso di luce bianca-azzurra; l'aggiunta di un filtro Eastman N° 78 A leggermente azzurro converte la luce di una lampada ad arco da 5 amp. in luce approssimativamente solare. La luce bianca consegue pure gli stessi risultati sebbene la luce leggermente bluastra aiuta la differenziazione dei costituenti.

Il diagramma schematico di fig. 2 facilita notevolmente l'identificazione dei costituenti sebbene l'esito dipenda in massima parte dal grado d'attacco e dall'esperienza del metallografo.

Rame e sue leghe. — I campioni metallografici di rame o di leghe di rame si spianano in un primo tempo o su una lima o su una superficie dura cosparsa di abrasivo o su una ruota smeriglio copiosamente bagnata. Si possa indi alla lucidatura propriamente detta eseguita su tre ruote ruotanti rispettivamente a 600, 1200, 1800 giri al primo. La prima di esse è ricoperta con foglio di carta abrasiva di finezza inferiore al N° 400. Comunemente s'impiega però una tela a canevaccio da 8-12 once sulla quale è sparso o smeriglio turco FF, o carborundum N° 500 o alundum N° 400. La seconda ruota è rivestita con panno di lana e usa polvere di tripoli come abrasivo, la terza infine è ricoperta o con un panno fine di lana o col feltro tipo «orecchio di gatto» e impiega come abrasivo o una sospensione di allumina o uno di fine polvere d'ossido di magnesio. Spesso viene anche adoperata con successo la pelle di camoscio e il rosso da gioielliere come abrasivo.

Durante le operazioni di lucidatura i tre dischi vengono costantemente tenuti allo stato umido mediante spruzzature d'acqua distillata. A lucidatura ultimata i campioni sono immediatamente attaccati o, se si vuole, sciacquati prima in alcool e indi attaccati.

La tab. 2 presenta i principali reattivi adoperati per l'attacco del rame e delle sue leghe. S'impiegano pure frequentemente le loro combinazioni allo scopo di accentuare i contrasti fra i diversi costituenti. Per es., quando le strutture alfa e beta sono entrambe presenti l'attacco col cloruro ferrico seguito da uno all'ammoniaca e acqua ossigenata, iscurisce il costituente beta; similmente si può ottenere una bella colorazione del rame o del bronzo fosforoso facendo seguire ad un attacco all'ammoniaca e acqua ossigenata un attacco elettrolitico.

Ai campioni di leghe rame-berillio si fa un attacco iniziale al bicromato potassico seguito da un'immersione di 10-15 sec. nella soluzione elettrolitica.

Magnesio e sue leghe. — In generale le preparazione dei campioni metallografici delle leghe di magnesio è simile a quella delle leghe d'alluminio. Per la montatura dei piccoli provini con un ma-

Tabella 2

I principali reattivi d'attacco del rame e delle sue leghe.

Reattivo	Composizione	Osservazioni	Uso
N° 1 Ammoniaca e acqua ossigenata	NH_4OH 5 parti H_2O 5 parti H_2O_2 (3%) da 2 a 5 parti	La quantità d'acqua ossigenata varia con la percentuale di rame contenuta nella lega. Immersione o cotone imbevuto per 1 minuto. H_2O_2 fresca	Comunemente adoperato per molte leghe di rame. Il film che si forma sui bronzi dell'alluminio sarà rimosso con l'impiego della soluzione di Grard, diluita.
N° 2 Ammoniaca	soluzione diluita	Immersione	Indicato per gli ottoni e i bronzi comuni.
N° 3 Ammoniaca ed ammonio persolfato	NH_4OH 1 parte H_2O 1 parte $(NH_4)_2S_2O_8$ (2,5%) 2 parti	Immersione	Attacca e pulisce la superficie del rame e di alcune sue leghe.
N° 4 Persolfato d'ammonio	$(NH_4)_2S_2O_8$ 10 g H_2O 90 cc	Usarlo sia freddo che bollente Immersione	Rame, ottone, bronzo comune, bronzo di allum., argentone
N° 5 Acido cromico	Soluzione acquosa satura di CrO_3	Per immersione o con cotone imbevuto	Rame, ottone, bronzo comune, argentone.
N° 6 Acido cromico e acido cloridrico	CrO_3 (10-15%) 50 cc HCl 1-2 gocce	Aggiungere l'HCl prima dell'uso Immersione	Lo stesso del reattivo N° 5.
N° 7 Acido cromico e acido nitrico	HNO_3 50 cc H_2CrO_4 20 g H_2O 30 cc oppure HNO_3 5 cc H_2CrO_4 20 g H_2O 75 cc	Immersione	Bronzo d'alluminio; rimuovere il film di pulitura con una soluzione al 10% di HF
N° 8 Cloruro d'ammonio rameico e ammoniaca	Soluzione acquosa al 10% di cloruro d'ammonio rameico più NH_4OH fino a neutralità od alcalinità	Immersione Lavare perfettamente il campione	Ottimo per l'oscurimento di larghe zone di β negli ottoni α-β. Rame, ottone, argentone
N° 9 Cloruro ferrico	$FeCl_3$ / HCl / H_2O 5 / 50 / 100 19 / 6 / 100 5 / 10 / 100 25 / 25 / 100 1 / 20 / 100 8 / 25 / 100 10 / 1 / 100 3 / 10 / 100	Immersione o con cotone imbevuto attacca molto leggermente anche a più riprese Soluz. di Grard N° 1 Soluz. di Grard N° 2 Più 1 parte di CrO_3 Più una parte di $CuCl_2$ e 0,05 parti di $SnCl_2$	Rame, ottone, bronzo comune, bronzo d'alluminio; negli ottoni iscurisce il β; da contrasti facendo seguire col reattivo al bicromato.
N° 10 Acido nitrico	Concentrazione variabile	Immersione o cotone imbevuto $AgNO_3$ (da 0,15 a 0,3%) aggiunto alla soluzione d'acido nitrico nel rapporto 1:1 dà un attacco brillante e profondo	Attacco profondo.
N° 11 Bicromato potassico	$K_2Cr_2O_7$ 2 g H_2SO_4 8 cc NaCl (soluzione satura) 4 cc H_2O 100 cc	L'NaCl può essere sostituito da 1 goccia di HCl aggiunta al momento dell'uso a 25 cc di soluzione. Immersione	Rame, leghe di rame al berillio, manganese, silicio, argentone, bronzo e rame al cromo; può essere seguito dal reattivo all' $FeCl_3$ o da altri di contrasto.
N° 12 Attacco elettrolitico	$FeSO_4$ 30 g NaOH 4 g H_2SO_4 100 cc H_2O 1900 cc	Usare una corrente da 0,1 Amp. e 8-10 V. per non più di 15 sec. Non strofinare la superficie dopo l'attacco.	Iscurendo il β negli ottoni dà contrasti dopo l'attacco all' H_2O_2. Argentone bronzo ed altre leghe.

Continua

Continuazione TABELLA 2

Reattivo	Composizione	Osservazioni	Uso
N° 13 Attacco elettrolitico.	HNO_3 10 cc Acido acetico glaciale 5 cc H_2O 85 cc		Ottimo per l' attacco di leghe ad alto tenore di nichel come il cupro-nichel al 20-30% e il metallo Monel. Rende minime le striature che sogliono comparire dopo lo attacco.

TABELLA 3

I principali reagenti del magnesio e delle sue leghe.

Reattivo	Composizione	Osservazioni	Uso
N° 1 Acido acetico	Soluzione acquosa al 10%	Cotone imbevuto per 1/2-2 minuti	Macroscopico
N° 2 Acido ossalico	Soluzione acquosa al 2%	Cot. imb. per 2-5 sec.	Per leghe da fonderia o da lavorazione plastica
N° 3 Acido nitrico	Soluzione acquosa al 2%	Cotone imbevuto	Per alcune leghe da fonderia
N° 4 Acido malico e acido nitrico	5% acido malico e 2% acido nitrico in soluzione acquosa	Attacco da 10 a 30 sec	Per leghe da lavorazione plastica
N° 5 Acido tartarico	Soluz. acquosa al 2	Attacco da 10 a 20 sec	Per leghe magnesio-manganese lavorate plasticamente e per leghe Mg-Al-Mn-Zn da fonderia e trattate
N° 6 Attacco al glicolo	Glicolo dietilenico 75 parti in volum H_2O 24 parti in vo HNO_3 1 parti in vo		Vedere il testo
N° 7 Acido citrico	Soluz. acquosa al 5	Cotone imbevuto	Particolarmente buono per leghe magnesio-manganese

TABELLA 4

Guida per l'identificazione dei costituenti delle leghe di magnesio colate in sabbia.

Elemento	Rilevamento		Senza attacco		Attacco col reattivo al glicolo	
	Condizione "optimum"	Quantità minima approssimata %	Forma	Colore	Forma	Colore
(Mg_3Al_2)	Attaccato	2.0	....	....	Reticolato sottile o massiccio	Bianco
$(MgZn_2)$	Attaccato	1.5	....	....	Reticolato Completamente solubile nel magnesio solido	Bianco ....
Cu (Mg_2Cu)	Attaccato	0.5	....	....	Globulare o a reticolato	Bianco o iridescente
Ni (Mg_2Ni)	Attaccato	0.5	....	....	Globulare o a reticolato	Bianco
Si (Mg_2Si)	Attaccato	0.03	A plachette da scrittura cinese	azzurro chiaro	Placchette poligonali o scrittura cinese	Blu
Mn in leghe bin.	Senza attacco	0.1	Arrotondato	grigio	Arrotondato, disperso	Grigio
Mn in leghe contenenti Al	Senza attacco	0.05	Arrotondato	leggermente grigio	Arrotondato, disperso	Leggermente grigio
Sn (Mg_2Sn)	Attaccato	4.0	Reticolato	blù	Reticolato grosso o fine	Bruno, blu, purpureo

teriale sussidiario è raccomandabile in questo caso l'impiego dello zolfo perchè costa poco, è leggero e non esercita alcuna azione galvanica sul metallo sia durante la pulitura che durante l'attacco.

Come per l'alluminio anche in questo caso il microtomo è un ottimo mezzo per avere le superficie dei provini perfettamente piane. Se questo manca essi si spianano sui fogli aloxite N° 50, 100 e 150; l'ultima pulitura vien fatta sulle carte smeriglio metallografiche N° 0, 000 e 0000. Per facilitare l'operazione le carte si possono montare su dischi rotanti a 800-1200 giri al primo.

Dalle carte si possa alla lucidatura propriamente detta che viene fatta in tre tempi; la prima operazione si esegue su un disco rotante a 500-600 giri al minuto e con l'alundum XF come abrasivo, la seconda su un disco uguale e con l'alundum N° 600, la terza infine su un disco rotante a 100-400 giri sul quale si versa una fine sospensione d'allumina. Tutti e tre i dischi sono rivestiti di buon velluto. L'eventuale adesione dei provini al velluto si evita con l'uso di un buon sapone liquido filtrato. Dopo la lucidatura il campione è lavato in acqua, successivamente in alcol o acetone e indi asciugato con corrente di aria calda.

La tab. 3 riporta i principali reattivi d'attacco adoperati per le leghe di magnesio: l'attacco al glicolo è di uso generale e ottimo sotto tutti gli aspetti. La tecnica d'attacco è la seguente: posta in un bicchiere una certa quantità di soluzione vi si immerge il campione per 10-15 sec. curando di agitarlo continuamente durante questo tempo senza fargli strofinare al fondo la superficie lucida. Terminato così l'attacco, estratto il provino dal bicchiere, si soffia sulla sua superficie per scacciare le bolle d'aria e l'eccesso del reattivo; quest'ultimo viene definitivamente tolto immergendo il campione in acqua distillata calda.

Nelle macrografie si usa generalmente il reattivo N° 1 all'acido acetico; la durata dell'immersione del provino nella soluzione varia da 1/2 a 2 minuti.

Per l'identificazione dei costituenti intermetallici giova tenere presente lo specchietto della tab. 4 indicante l'aspetto generale dei composti osservati sui pezzi di fusione col filtro Eastman N° 78 A. Nei pezzi trattati o lavorati plasticamente si noterà qualche piccola differenza dovuta o all'aumentata solubilità di certi costituenti o a fenomeni di sferoidizzazione o alla deformazione plastica. La tabella indica anche la condizione sotto la quale il costituente è meglio identificato e la percentuale minima di esso che può essere rilevata. Spesso i costituenti hanno l'aspetto globulare se presenti in piccole quantità ma possono assumere la caratteristica forma reticolare anche con minime variazioni della quantità dell'elemento di alligazione.

P. F.

III - CORROSIONE E MEZZI DI PROTEZIONE

b) Trattamenti superficiali

J. D. Edwards - **Ossidazione anodica dell'alluminio** - «Edizione Aluminum Co. of America», pp. 1-22 (1939).

L'ossidazione anodica è nello stesso tempo un'arte vecchia e nuova. Il funzionamento di certi tipi di rivestimento anodico in condensatori elettrolitici ed in raddrizzatori è stato da lungo tempo studiato ed applicato commercialmente. L'uso dell'ossidazione come decorazione e protezione delle superfici in alluminio è invece stato sviluppato posteriormente, ed oggi tonnellate di articoli e parti strutturali in alluminio vengono annualmente ossidate.

Ponendo l'alluminio come anodo in certi elettroliti come l'acido borico ed il borace, si ottiene la rapida formazione di una pellicola di ossido la quale è sottile ma abbastanza impermeabile e tale da impedire un ulteriore passaggio di corrente. Questo tipo di rivestimento è usato nei condensatori elettrolitici.

In altri tipi di elettroliti la pellicola rimane permeabile all'elettrolita ed alla corrente, cosicchè la corrente continua a passare più o meno indefinitamente e l'ossido continua a formarsi.

L'articolo tratta appunto di questi tipi di pellicole di ossido, le quali posseggono un insieme di proprietà come resistenza alla corrosione ed alla abrasione, possibilità di assorbire sostanze, ecc., che le rendono adatte a molte applicazioni.

Il primo processo di ossidazione anodica fu sviluppato commercialmente da Bengough e Stuart in Inghilterra, usando una soluzione del 3 per cento di acido cromico come elettrolita per il trattamento del duralluminio. Quasi simultaneamente Flick trovò un rivestimento di ossido assorbente e scoprì che esso poteva venire prodotto elettroliticamente e che poteva venire colorato. Altri progressi vennero compiuti da Gower e Benson i quali scoprirono che l'ossidazione anodica ottenuta in acido solforico a determinate concentrazioni presentava migliori caratteristiche dai punti di vista del colore, durezza ed assorbimento.

I procedimenti Alumilite ed Eloxal usano appunto questo metodo. Altri sistemi, sviluppati specialmente in Giappone ed in Germania, usano come elettrolita acido ossalico. L'ossidazione viene generalmente ottenuta con corrente continua, ed anche, per speciali scopi con corrente alternata o con corrente alternata sovrimposta a corrente continua.

La pellicola ottenuta mediante l'ossidazione anodica è essenzialmente formata da ossido di alluminio, Al_2O_3, ma può contenere altre sostanze, come solfato, assorbite dall'elettrolita. Mediante i raggi X si osservano raramente i disegni caratteristici dello stato cristallino, per quanto alcuni ricercatori affermino che l'ossido sia presente sotto la forma gamma ($\gamma\ Al_2O_3$).

Keller, dei laboratori di ricerche dell'Aluminum Co., ha scoperto che i rivestimenti anodici ottenuti con diversi elettroliti, hanno diverse proprietà ottiche, come può essere dimostrato mediante luce polarizzata. Una pellicola di ossido ottenuta con elettrolita ad acido solforico, su un foglio di alluminio 99,95%, aveva un indice di rifrazione di 1,59 prima del fissaggio; dopo fissaggio mediante trattamento in acqua bollente, l'indice di rifrazione era aumentato a 1,62. Tale indice varia apprezzabilmente con i metodi di produzione e fissaggio.

Colore naturale della pellicola di ossido. — L'ossido di alluminio è di per se stesso incolore, ma il rivestimento anodico può essere colorato sia a causa della presenza di impurità come ferro, silicio, ecc. derivate dai costituenti del metallo, che a causa di sostanze assorbite od occluse provenienti dall'elettrolita. Ad esempio, rivestimenti su alluminio commerciale ottenuti in elettrolita ad acido cromico, hanno un colore grigio o verdastro. I films ottenuti in elettroliti a base di acido solforico sono i più lucenti e, se prodotti su alluminio purissimo, sono trasparenti e simili a vetro. Per questo l'uso degli elettroliti ad acido solforico è quasi generale.

Gli elementi presenti nella lega di alluminio hanno poco effetto sul colore del rivestimento di ossido se sono dissolti. Se invece possono venire occlusi o trattenuti dal film, modificano molto la sua apparenza. Il silicio presente come impurità nell'alluminio commerciale determina un colore bruno o grigio a meno che non sia tutto in soluzione solida o estremamente disperso. Se poi il silicio è presente in grandi quantità, come in certe leghe, il film di ossido ha un colore dal bruno al nero. Il cromo dà una tinta gialla od aurea. Mentre il magnesio forma un ossido bianco, incolore, le leghe alluminio-magnesio prendono un aspetto nerastro se contengono il costituente alluminio-magnesio precipitato; il colore può venire decisamente schiarito mediante trattamento termico della lega prima della ossidazione. Tale trattamento ha per scopo la trasformazione del costituente in soluzione solida. Leghe contenenti abbastanza grandi quantità del componente $MgZn_2$ ottengono, mediante ossidazione, un colore dorato o bronzeo.

Aspetto. — Il rivestimento di ossido, invece di essere uniforme ed omogeneo, presenta alle volte delle strisce che spesso hanno l'uniformità di un disegno regolare. Tali strisce sono generalmente indesiderate, ma la loro eliminazione è molto difficile, provenendo esse dalle originali caratteristiche strutturali del lingotto.



Fig. 1 - Fotomicrografia mostrante la sezione di un rivestimento di ossido su un foglio di alluminio commerciale. Ingrandimento a 500 diametri.

La figura 1 rappresenta la sezione di un film di ossido su lamiera di alluminio commerciale; la sottile linea nera rappresenta l'ossido. La figura 2 mostra un rivestimento anodico su alluminio contenente il 5% di silicio; particelle di silicio sono chiaramente visibili nel rivestimento. La figura 3 mostra la sezione di una lega di alluminio col 10% di rame dopo una prolungata ossidazione anodica; l'ossidazione è penetrata lungo i giunti dei grani ed attraverso le aree di eutettico. Le aree di ossido apparentemente isolate sono in comunicazione con la superfice attraverso canali non visibili in figura, giacendo in piani diversi da quello fotografato.

Il combinare il colore di parti ossidate di una struttura composta di pezzi lavorati e gettati, non è molto facile e può essere ottenuto solo mediante una opportuna cernita delle leghe usate. Un altro problema è presentato dalle saldature, dato che il calore produce un effetto di trattamento termico sulle superfici vicine. Se poi la bacchetta saldante ha una composizione diversa, si produce un altro motivo di variazione del colore.

L'apparenza delle superfici ossidate può venire artisticamente variata mediante un opportuno trattamento precedente l'ossidazione. La sabbiatura dà generalmente delle buone caratteristiche di diffusione della luce. La satinatura della superfice può essere usata per ridurre l'appariscenza delle striature.

Spessore del film. — Lo spessore del rivestimento anodico

ıò venire formato sull'alluminio è principalmente limitato ll. quantità di corrente impiegata. Con una densità di corre te di 130 ampere per metro quadrato il rivestimento di ossi- lo formato in elettrolita al 15% di acido solforico a 21,1°C è spesso circa 10 micron dopo mezz'ora di trattamento, e 18-20

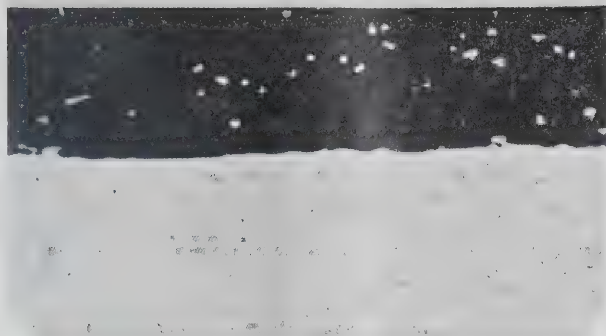


Fig. 2 - Fotomicrografia mostrante la sezione di un rivestimento di ossido su di un foglio di lega alluminio-silicio (5% di silicio); particelle di silicio sono visibili nel rivestimento. Ingrandimento 500 diametri.

micron dopo un'ora. Per tempi interm di lo spessore è presso a poco proporzionale alla quantità di c rrente passata.

L'ossido formatosi per ultimo è sempre tra il metallo ed i precedenti strati di ossido. Di conseguenza, la parte esterna del film rimane in contatto con l'elettrolita fin dall'inizio e se l'elettrolita ha delle proprietà dissolventi su di esso, come possono

TABÉLLA 1 - Spessori di un foglio di alluminio ossidato.
Misure di C. J. Slunder e Keller dei Laboratori della Aluminum Co.

Durata in minuti della ossidazione anodica	Spessore totale del foglio micron	Spessore dello strato di ossido su di una faccia del foglio micron	Aumento di spessore del foglio a causa degli strati di ossido micron
0	29.0	0	
10	30.2	3.6	1.2
20	32.8	6.0	3.8
30	36.1	11.2	7.1
45	38.1	15.[illegible]	9.1
60	41.2	20.[illegible]	12.2

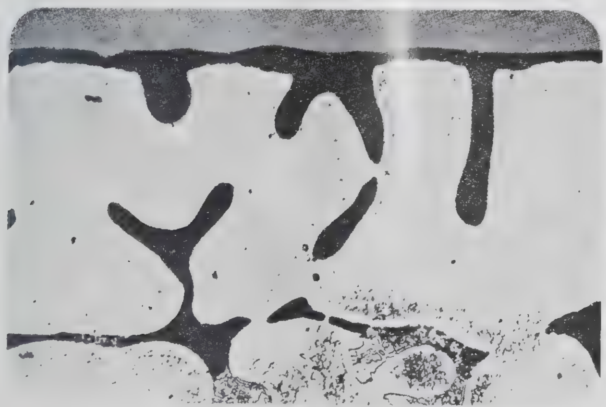


Fig. 3 - Fotomicrografia mostrante la sezione di un rivestimento di ossido su di una lega da fonderia alluminio-rame (10% di rame). L'ossido è penetrato lungo la superficie di separazione dei grani e attraverso le aree di eutettico. Ingrandimento 500 diametri.

averle in certe condizioni gli elettroliti a base di acido solforico, l'ossido può venire disciolto, e quindi lo spessore totale del film diminuito ed anche modificate le sue proprietà di resistenza alla abrasione e di porosità.

La figura 4 mostra i successivi stadi della ossidazione di un foglio di alluminio (spessore 29 micron). La tabella 1 raccoglie i relativi dati. La fotomicrografia della fig. 4 è a 500 ingrandimenti e mostra a sinistra la sezione dell'originale foglio di alluminio ed a destra la sezione del foglio completamente ossidato. Nella fotomicrografia l'ossido appare nero e l'alluminio lucente. E' logico che l'ossido occupi un volume più grande di quello dell'alluminio dal quale si è formato.

E' possibile calcolare il rendimento della corrente nel processo di ossidazione assumendo che l'aumento di peso è dovuto alla formazione di Al_2O_3. Questo non è certamente esatto in quanto ci sarà sempre un certo assorbimento di solfato nel film. Basandosi sulla anzidetta ipotesi, la formazione in elettrolita ad acido solforico di un film di 5 micron di spessore mostrò un rendimento apparente del 75% su sei campioni di alluminio a 99.8 e del 69% su due campioni di alluminio a 99.2. Staccando l'ossido senza intaccare l'alluminio, fu trovato dalla differenza tra il peso originale dell'alluminio e dal peso dell'alluminio metallico rimasto dopo l'ossidazione, che il peso dell'alluminio perduto corrispondeva ad un rendimento apparente del 101%. Il rendimento apparente può venire aumentato sopra il 100% se l'alluminio viene disciolto per via chimica.

Le cifre indicano che l'alluminio ossidato o disciolto corrisponde all'incirca all'equivalente elettrochimico della corrente impiegata.

Caratteristiche di assorbimento. — La proprietà posseduta dalle pellicole di ossido elettrolitico di assorbire colori formanti lacche ha esteso l'uso dell'ossidazione anodica. Tutti i colori sono soggetti a scolorimento alla luce solare, però, come risultato di estese ricerche e selezioni, sono attualmente disponibili sostanze coloranti in quasi tutte le tinte richieste, le quali, usate in determinate condizioni, danno ossidi colorati che resistono allo scolorimento per lunghi periodi all'interno e possono avere anche un limitato uso all'esterno. La resistenza alla luce dell'ossido colorato può venire accresciuta con opportuno trattamento di fissaggio.

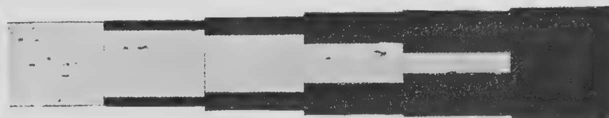


Fig. 4 - Fotografia mostrante 6 stadi (in sezione) della ossidazione elettrolitica di un foglio di alluminio; il foglio non trattato è a sinistra, il foglio completamente ossidato è a destra e gli stadi intermedi in mezzo. Ingrandimento 500 diametri.

Alcune sostanze coloranti basiche non vengono assorbite dall'ossido; però Tosterud scoprì che facendo assorbire in precedenza all'ossido un opportuno mordente, il colorante basico veniva poi assorbito dalla superficie trattata. Tale sistema ha prodotto colorazioni più resistenti, però può venire applicato per una più ristretta gamma di colori. Se ad esempio lo strato di ossido viene impregnato con un soluzione di bicromato di potassio in modo da assorbirlo fortemente entro i pori, ed in seguito viene trattato con una soluzione di acetato di piombo, il cromato di piombo insolubile precipita entro i pori e dà un vivo colore giallo-cromo. Un nero lucido può venire ottenuto con la precipitazione di bleu di Prussia.

Mason scoprì che le pellicole assorbenti di ossido potevano venire impregnate con soluzione di sali sensibili alla luce e che quindi si potevano ottenere fotografie con i normali procedimenti di sviluppo e di fissaggio.

Il seguente esperimento mostra le qualità assorbenti dell'ossido. Un rivestimento anodico ottenuto con elettrolita ad acido solforico avente uno spessore di 14,5 micron, tale cioè che il volume di ossido era di 14 cm^3 per m^2, fu impregnato trattandolo con una soluzione bollente all'uno per cento di bicromato di potassio. In seguito si trovò, mediante analisi, che un metro quadrato di superfice conteneva 0,48 gr di cromo, corrispondenti a 1,4 gr di bicromato di potassio. Dato che una tale quantità di sostanza era originariamente contenuta in 140 cm^3 di soluzione

e che l'ossido aveva un volume di soli 14 cm^3, ne segue che il bicromato doveva essere stato assorbito dalla soluzione e concentrato sulla superfice dei pori, mentre fresca soluzione continuava a diffondersi nei pori stessi.

L'impregnazione con cromati produce un aumento della resistenza alla corrosione in quanto il cromato aiuta a completare il rivestimento di ossido sul metallo alla base dei pori ed inoltre è di per se stesso un inibitore della corrosione. L'assorbimento di silicato agisce nello stesso modo.

FISSAGGIO. — L'ossido elettrolitico è essenzialmente poroso. Tale porosità diminuisce la resistenza alla corrosione e può determinare macchie per assorbimento di sostanze estranee. Il processo che rende le pellicole di ossido non assorbenti e non soggette a macchie si chiama fissaggio.

Generalmente il fissaggio è ottenuto mediante trattamento con acqua calda o bollente. Mediante studi con i raggi X sull'ossido prima e dopo trattamento si è scoperto che l'acqua calda trasforma l'ossido di alluminio (Al_2O_3) in monoidrato di alluminio ($Al_2O_3.H_2O$).

Probabilmente questa reazione avviene alla superficie interna dei pori. Il monoidrato si forma con aumento di volume e questo aiuta a chiudere i pori ed a diminuire la superfice assorbente. L'apparenza ed il colore dell'ossido non vengono cambiati dal trattamento con acqua bollente.

I pori dell'ossido possono anche venire chiusi mediante trattamento con soluzioni calde contenenti acetato di nichel o di cobalto. Evidentemente idrossidi colloidali di questi metalli, formati per idrolisi, vengono occlusi o assorbiti nei pori ed aiutano a chiuderli.

Per ottenere alcune proprietà specifiche il fissaggio può venire eseguito con una grande varietà di sostanze. Sono stati usati olii, (olio di lino) cere (lanolina e paraffina) applicate a freddo

TABELLA 2 - Resistenza del rivestimento di ossido alla abrasione.

Descrizione del campione	Spessore del rivestimento d'ossido in mils (1)	Grammi di Alundun nel soffio d'aria necessari per consumare il rivestimento	Rapporto tra resistenza alla abrasione e spessore mils × 10²	Giri della ruota Crystolon necessari per consumare il rivestimento	Rapporto tra resistenza alla abrasione e spessore mils × 10²
Alluminio commerciale laminato a freddo Durezza Brinell 44	0.15	30 *	2.0	100 +	8.7
	0.30	72	2.4	145	4.8
	0.44	110	2.5	185	4.2
	0.60	148	2.5	250	4.2
Lega d'alluminio 53ST (**) Durezza Brinell 80	0.17	35	2.1	78	4.6
	0.32	79	2.5	225	7.0
	0.46	120	2.6	330	7.2
	0.60	161	2.7	450	7.5

(1) 1 mil = $25{,}4 \times 10^3$ mm.
(*) Media di 8 prove
(+) Media di 2 prove
(**) Composizione nominale - magnesio 1,3%, cromo 0,25%, silicio 0,7%, rimanenza alluminio.

ed a caldo. Comunemente l'oggetto ossidato viene immerso in olio caldo o paraffina fusa fino a che tutto il gas contenuto nei pori venga espulso e sostituito col liquido. La cera od altra sostanza impregnante può venire anche dissolta in un solvente volatile ed applicata alla superfice sia per immersione che mesostanza impregnante può venire anche disciolta in un solvente oltre ad agire da impermeabilizzanti hanno la funzione di lubrificanti della superfice.

Nel caso che solo una parte della superfice debba essere resa non assorbente e che in seguito la si voglia rendere di nuovo assorbente, come è il caso quando si debbono riprodurre sulla superfice ossidata lettere o disegni a vari colori, si usano sostanze impermeabilizzanti che non vengono assorbite nell'interno dei pori.

RESISTENZA ALLA ABRASIONE. — L'allumina allo stato cristallino è una sostanza estremamente dura, quindi rivestimenti compatti di ossido resistono bene alla abrasione. Bisogna ricordare pertanto che il rivestimento, per quanto molto duro è molto sottile ed è sopportato da un metallo base tenero e poco resistente alla deformazione. A causa della tenerezza del metallo base non è difficile graffiare una superfice ossidata con un coltello. Pertanto questi rivestimenti fanno un ottimo servizio nei casi di usura strisciante.

Parecchi metodi suggeriti per la misura della resistenza alla abrasione sono stati trovati utili nel caso del rivestimento di ossido. Il metodo del soffio d'aria abrasivo sembra dare i migliori risultati, mentre quello della ruota abrasiva girante sembra mostrare di più l'effetto del materiale di supporto.

La tabella 2 da i risultati di prove con il soffio abrasivo e mostra che la resistenza alla abrasione misurata con questo metodo è approssimativamente proporzionale allo spessore della pellicola. Quando la resistenza alla abrasione è misurata con la ruota abrasiva, i rivestimenti applicati su metallo base più duro mostrano di avere più resistenza. Certamente la resistenza varia con la struttura dell'ossido e diviene minore quando la porosità cresce. Ossidazioni molto prolungate diminuiscono la resistenza dell'ossido alla superfice del rivestimento. I rivestimenti più resistenti sono ottenuti sulle leghe 2 S e 3 S e su quelle contenenti magnesio come 4 S, 51 S e 53 S.

PROPRIETA' MECCANICHE. — Il rivestimento di ossido si fessura sotto le piegature, ma l'ossido non viene a staccarsi e cadere. Le crepe possono non dare fastidio in certe applicazioni ed il loro effetto sulla resistenza alla corrosione può essere neutralizzato da una opportuna impermeabilizzazione. Alcuni film molto porosi possono sembrare flessibili in quanto le crepe non si mostrano nettamente. Quando possibile, ogni tipo di lavorazione meccanica deve essere fatta precedentemente il trattamento di ossidazione.

Da esperienze eseguite su di un foglio di 17 ST spesso 1,6 mm e coperto da uno strato di ossido di 10 micron ottenuto in elettrolita ad acido solforico, risultò che l'ossidazione non aveva apprezzabile effetto sulla resistenza alla trazione e sull'allungamento, ma che diminuiva la resistenza alla fatica di flessione per elevate sollecitazioni e l'aumentava per basse sollecitazioni.

CARATTERISTICHE DI RIFLESSIONE E DI RADIAZIONE. — Una superfice di alluminio puro ha un coefficente di riflessione di circa il 90% per le radiazioni visibili, coefficente che sale al 97% nella regione dei raggi infrarossi. L'alluminio ha anche un buon potere riflettente per i raggi ultravioletti. Le superfici di alluminio hanno naturalmente la ricopertura di ossido che sempre si forma per l'esposizione del metallo all'aria e che ha uno spessore di 1 o 2×10^{-6} cm. Se l'alluminio è coperto da uno strato di ossido più spesso, ottenuto con mezzi chimici od elettrolitici, il suo potere riflettente alla luce si modifica e precisamente diminuisce proporzionalmente allo spessore per i normali spessori commerciali. La diminuzione del potere riflettente cresce anche coll'aumentare del contenuto di ferro e silicio nel metallo.

L'ossido modifica anche le proprietà ottiche dell'alluminio nella regione dell'infrarosso. La fig. 5 mostra la relazione tra emissività a 37,8°C e lo spessore di ossido sull'alluminio. La emissività o potere radiante è espressa in per cento del potere radiante del corpo nero alla stessa temperatura. La massima energia alla temperatura di 37,8°C viene irradiata corrispondentemente alle lunghezze d'onda comprese tra 9 e 10 micron (0.009-0.010 mm). Il coefficente di riflessione per il corpo nero ad una data temperatura è ottenuto sottraendo il coefficente di emissione a quella temperatura da 100%. Dalla curva riportata si potrà notare che il coefficente di riflessione diminuisce e quello di emissione aumenta in proporzione all'aumentare dello spessore dello strato di ossido finchè si raggiunge uno spessore di circa 25 micron dopo il quale la variazione è più lenta. Pertanto, quando la superfice di alluminio deve essere usata come riflet-

tore per radiazione infrarossa a grande lunghezza d'onda (6 micron e più) lo spessore dello strato di ossido è un fattore determinante del rendimento. Se però l'energia radiante proviene da una sorgente a temperatura abbastanza alta, una buona parte della energia radiante sarà compresa nel campo visibile ed in quello infrarosso ad onde corte (da 1 a 3 micron circa) dove l'effetto riducente della pellicola di ossido è minimo. Con riflettori Alzak, secondo esperienze eseguite da Ickis e Haynes, in corrispondenza a 2 micron di lunghezza d'onda, si è trovato che il fattore di riflessione era ancora superiore al 90%.

Il rivestimento di ossido diminuisce il coefficente di riflessione nel campo dei raggi ultravioletti. I riflettori a buon rendimento per questo tipo di radiazione debbono avere un sottile strato di ossido.

L'uso dell'alluminio nei riflettori si è molto esteso dopo che

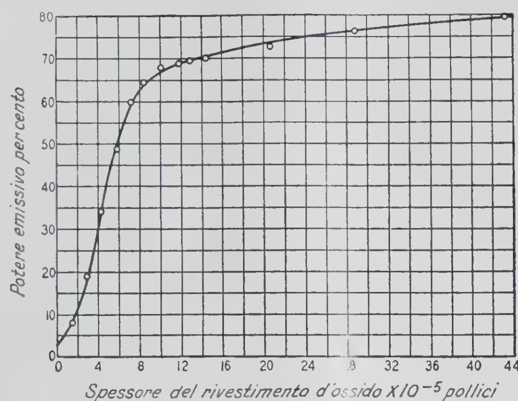


Fig. 5

Mason scoprì la lucidatura elettrolitica, la quale si ottiene ponendo la superfice riflettente dell' alluminio come anodo in una soluzione diluita di acido fluoborico. Questo procedimento rimuove le impurità dalla superfice ed aumenta il potere riflettente senza rendere apprezzabilmente rugosa la superfice. Dopo questo trattamento preliminare, la superfice può venire ossidata con uno strato abbastanza spesso e protettivo, determinando una minima perdita di potere riflettente.

Un altro processo di lucidatura elettrolitica in una soluzione di fosfato e carbonato di sodio fu sviluppato da Pullen.

Proprieta' termiche. — L'ossido di alluminio è molto resistente alle alte temperature, però il riscaldamento sopra un certo limite determina sottili e numerose crepe sulla superfice. Questo avviene quando la differenza di dilatazione del metallo e dell'ossido diviene abbastanza grande (l'alluminio ha un coefficente di dilatazione più grande che l'ossido). Tali crepature sono quasi invisibili e possono venire notate solo osservando il pezzo a luce radente. Esse non sembrano avere grande effetto sulla resistenza alla corrosione.

La temperatura alla quale avviene la crepatura dipende dal metodo di ossidazione. Se non si sono usati metodi speciali, non si devono superare temperature di 150-200 gradi C. Se lo strato di ossido è spesso e si vogliono evitare crepature, la temperatura deve venire mantenuta al disotto di 120 gradi C. Gli effetti del riscaldamento debbono venire considerati in tutti i casi di applicazione di smalti a fuoco su superfici ossidate, come nella applicazione di numeri a smalto sulle placche di riconoscimento delle automobili. In tali casi bisogna anche tenere presente l'effetto del riscaldamento sul metallo stesso, particolarmente quando si è in presenza di una lega suscettibile di invecchiamento.

Caratteristiche elettriche. — L'ossido di alluminio è un buon dielettrico ed in alcuni casi è stato usato come isolante per conduttori in alluminio. Una pellicola di ossido di 13 micron di spessore, ottenuta in elettrolita ad acido solforico, ha una tensione di perforazione di 500-600 volt. Sfortunatamente però il minimo valore di tensione di perforazione è usualmente più basso, circa 200-300 volts, per la presenza sulla superfice di punti più deboli. Il valore apparente della tensione di perforazione varierà quindi a seconda che la prova si eseguisce con un elettrodo a punta o con un elettrodo piatto interessante una più larga superfice. Una importante caratteristica dell'isolamento a pellicola di ossido è che esso non può bruciare nè sviluppare gas quando sovrariscaldato, come avviene con i materiali isolanti organici.

Quanto si è detto riguarda pellicole di ossido secche. Quando l'alluminio è immerso nel bagno elettrolitico di ossidazione le relazioni di tensione sono alquanto differenti. Con l'alluminio come anodo, si ha passaggio di corrente ad una tensione di 10-15 volt se l'elettrolita è acido solforico, ma non si ha apprezzabile passaggio a 500 volt se l'elettrolita è acido borico.

Protezione dagli agenti atmosferici. — Il rivestimento anodico offre una ottima protezione contro gli agenti atmosferici. L'attacco contro superfici nude di alluminio è di per se stesso piccolo per l'azione protettiva del naturale strato di ossido, però la superfice si irruvidisce e diviene atta a raccogliere più facilmente lo sporco, il quale a sua volta trattiene tenacemente l'umidità e facilita ulteriori corrosioni. Una liscia e dura ricopertura rende minima la corrosione superficiale e se polvere e sporco vengono sistematicamente rimossi con operazioni di pulizia, la lucida e pulita apparenza della superfice può essere mantenuta quasi indefinitamente.

Un adatto fissaggio della pellicola di ossido aumenta il potere protettivo. Ciò viene illustrato nella tabella 3, che mostra l'effetto della esposizione a nebbia salina sulle proprietà meccaniche di una lega del tipo durallluminio, 17 S-T. La tabella mostra come il fissaggio in acqua calda aumenti la resistenza alla corrosione, e come il fissaggio al bicromato presenti un decisivo miglioramento su quello ad acqua calda. Questo è chiaramente mostrato notando la diminuzione percentuale dell'allungamento dopo le prove di corrosione, che è solo del 4.5% nel caso del trattamento con bicromato.

Nel campo delle costruzioni aeronautiche l'ossidazione è stata usata contemporaneamente alla verniciatura con sostanze a prova di umidità, il che dà un sistema di protezione molto efficace. Ossidazione anodica all'acido cromico od all'acido solforico seguita da fissaggio al cromato, dà una buona preparazione superficiale per verniciature costituite da un primo strato di cromato di zinco ricoperto da una vernice con pigmento di alluminio a base di resine sintetiche. Una protezione superficiale di questo tipo è adatta per sottili fogli di duralluminio od altri pezzi in lega, come pure per pezzi forgiati o fusi. Nel caso di pezzi di fusione è consigliabile di riscaldare il pezzo in forni a bassa temperatura dopo il processo di ossidazione e prima della verniciatura in modo da rimuovere ogni traccia di umidità che potrebbe essere contenuta nei pori.

Tabella 3 - Prova di corrosione in nebbia salina su lega di alluminio ossidata anodicamente.

Elettrolita impiegato per l'ossidazione	Metodi di fissaggio	Periodo di esposizione in nebbia salina Anni	Proprietà meccanica +					
			Prima della prova		Dopo la prova		Cambiamen. in %	
			Carico di rottura kg/mm²	Allugamento in per cento	Carico di rotutra kg/mm²	Allungamen. in per cento	Carico di rottura kg/mm²	Allungamen. in per cento
Acido solforico	Acqua calda	1 ++	41.1	19.5	40.4	16.3	1.7	16.4
Acido solforico	$K_2Cr_2O_7$	1	41.6	19.8	41.4	18.9	0.4	4.5
Acido cromico	Nessuno	1	41.0	19.5	38.2	13.2	6.6	32.0

* Composizione nominale di 14 campioni: rame 4%, magnesio 0,5%, manganese 0,5%, rimanenza alluminio. I rivestimenti di ossido erano del tipo prodotto commercialmente ed erano spessi circa 10 micron nei campioni ossidati in acido solforico e circa 2,5 micron in quelli ossidati in acido cromico.

\+ Media di prove su 5 campioni.

++ Esposto continuamente alla nebbia di una soluzione contenente 20% di cloruro di sodio.

La resistenza chimica dei ricoprimenti di ossido è in generale più grande in soluzioni quasi neutre. Se la concentrazione di ioni idrogeno nella soluzione diminuisce fino a dare una apprezzabile alcalinità, esiste possibilità di attacco. Sostanze detersive alcaline non debbono mai venire usate su superfici ossidate.

La stabilità in soluzioni acide è molto più grande, ed eccettuato quando la soluzione ha una azione solvente specifica sull'ossido di alluminio (p. es. acido citrico) e la ossidazione anodica è benissimo usabile quando il pH della soluzione non è al di sotto di 4 o 5.

L. Ben.

IV - ANALISI CHIMICA E SPETTROSCOPICA

A. Jordy - Analisi colorimetrica assoluta dell'alluminio puro e delle leghe di alluminio - «Aluminium» XXI, pp. 27-31 (1939).

I mezzi di lavorazione attualmente disponibili ed il grande numero di analisi di metalli leggeri che giornalmente vengono eseguite nei laboratori chimici industriali, hanno spinto in maniera sempre più convincente a sostituire i lunghi e laboriosi processi di analisi gravimetrica con i metodi colorimetrici assai più rapidi ed ugualmente precisi.

Un metodo che è degno di rilievo per la cura con la quale è stato elaborato, è quello proposto dal Pinsl. Questo metodo offre la possibilità di determinare su di un unico saggio, il ferro, il silicio, il rame ed il manganese.

La conoscenza di questo lavoro assai pregevole è indispensabile per poter comprendere i principi su cui sono basate le determinazioni fotometriche in relazione all'impiego del fotometro di Pulfrich.

L'A. del presente articolo, con l'aiuto del metodo ora menzionato, ha eseguito interessanti ricerche e ne ha dedotto le seguenti constatazioni:

1) la precipitazione del ferro con aggiunta di idrato sodico non è quantitativa;
2) un attacco completo del silicio è ottenibile solo con soluzioni di soda concentrate;
3) la temperatura più favorevole per la formazione del silicomolibdato è tra i 70°C e gli 80°C;
4) l'aggiunta di persolfato ammonico consigliata dal Pinsl è da evitare perchè piccole varianti nel metodo possono essere causa di errori notevoli nei risultati;
5) è bene fare in modo che quanto più elevato è il tenore in silicio nella soluzione, tanto più diluita deve essere quest'ultima.

L'A. mette quindi in evidenza una ad una queste osservazioni.

Nel metodo consigliato dal Pinsl era contemplata la precipitazione e la filtrazione, operazioni entrambe che richiedono cura e tempo. Per di più l'A. ha notato che anche in prove mantenute a riposo per parecchie ore prima della filtrazione, si riscontravano ugualmente tracce di ferro nel filtrato. Ecco perchè lo stesso Pinsl cercò di ovviare a ciò consigliando di precipitare il ferro con solfuro di sodio.

Per quanto riguarda la seconda osservazione l'A. ha notato un'altra difficoltà nell'esecuzione di analisi di leghe contenenti l'1% di Si e il 0.8% di Mn. Il residuo che si ottiene dopo aver attaccato la lega con una soluzione di idrato sodico, si presentava alquanto insolubile, cosicchè fu necessaria una energica ebollizione del filtro contenente il residuo in acido nitrico concentrato per effettuare la dissoluzione completa.

Inoltre la porzione di lega insolubile in soda caustica ha rivelato all'esame spettroscopico la presenza del silicio, e ciò lascia adito a pensare che questo silicio di natura grafitica non sia stato totalmente decomposto dalla soluzione alcalina.

E' norma essenziale quindi lavorare con soluzioni di soda, di concentrazione adatta.

Per quanto riguarda la determinazione del contenuto di silicio presente in una lega, numerose prove permisero di rilevare che i valori ottenuti secondo il metodo di Pinsl, non sono sempre costanti. Infatti quest'ultimo ha prescritto per la determinazione del silicio nel silumin una temperatura di reazione intorno agli 80°C, mentre per la stessa determinazione, ma applicata ad altre leghe di alluminio, consigliava una temperatura variabile tra i 40° e 50°C.

E' ovvio che questa differenza non è imputabile solamente alla differente concentrazione di silicio presente nella lega. Lavorando a temperature più basse, l'intensità cromatica del complesso silico-molibdato dipende dall'intervallo di tempo che intercorre dall'istante in cui avviene la reazione, fino al completo raffreddamento della soluzione in esame. La fig. 1 mette in evidenza la curva che illustra chiaramente come il massimo dell'intensità di colorazione viene raggiunto tra i 70° e gli 80°C. Allo scopo di ottenere delle soluzioni perfettamente chiare Pinsl nel suo metodo, consigliò l'uso del persolfato ammonico che

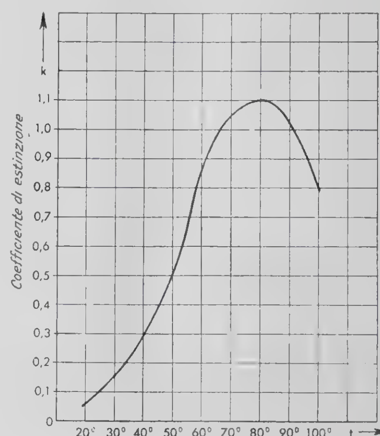


Fig. 1 - Influenza della temperatura di reazione sul coefficiente di estinzione.

però fallisce lo scopo in presenza di soluzioni fortemente concentrate.

L'A. ha potuto dimostrare che un'aggiunta di persolfato ammonico in quantità superiore a quella consigliata dal Pinsl porta ad ottenere dei valori in silicio nettamente inferiori ai reali; viceversa un'aggiunta inferiore fornisce valori in silicio più alti dei normali. Con lo stesso tipo di lega furono eseguite delle prove variando opportunamente la quantità di persolfato ammonico aggiunto. I diversi coefficienti di estinzione ottenuti, sono elencati qui sotto.

Tabella 1.

cm³ di $(NH_4)_2 S_2O_8$	Coefficente di estinzione "K" ottenuto	
	Senza ebollizione	con 10' di ebollizione
0	1	0.99
5	0.96	0.92
10	0.90	0.82
20	0.85	0.70

I risultati forniti da queste esperienze mettono in evidenza che l'acido silicico ottenuto in soluzione colloidale viene trasformato parzialmente con l'aggiunta di persolfato di ammonio e con la successiva ebollizione in una forma che non reagisce più con la soluzione di molibdato ammonico. Pare inoltre che la stessa trasformazione, ma in minore misura abbia luogo allorchè si riscalda la soluzione in esame ma senza aggiunta di persolfato.

L'A. ha quindi potuto elaborare dei metodi analitici scrupolo-

samente dettagliati in modo da offrire anche ad analisti poco esercitati un risultato di analisi attendibile.

E' necessario però attenersi a delle norme che l'A. così elenca:

1) La quantità di soluzione di idrato di sodio, di acqua e di acqua ossigenata devono essere perfettamente dosate.
2) Verso la fine dell'attacco del campione con la soluzione di idrato sodico è necessario riscaldare il liquido ad una temperatura e per un tempo ben determinati. Infatti un riscaldamento troppo breve da luogo ad una decomposizione incompleta dell'acqua ossigenata, mentre un riscaldamento troppo lungo porta ad ottenere delle soluzioni torbide.
3) Compiuto l'attacco, la soluzione deve esser mantenuta tranquilla per almeno 5' prima di essere versata nell'acido nitrico diluito. Se questo tempo viene esageratamente prolungato è facile notare alla superficie del liquido un precipitato bruno; se invece si esegue l'operazione troppo presto i risultati che si ottengono lasciano molto a desiderare, a cagione della incerta limpidezza delle soluzioni.
4) Il travaso della soluzione alcalina in una miscela di 30 cm³ di acido nitrico e 100 cm³ di acqua deve essere effettuata mantenendo il liquido sempre in agitazione, operazione che deve essere sempre continuata finchè la soluzione ottenuta è perfettamente limpida.
5) Il tempo che deve intercorrere a partire dal travaso della soluzione alcalina nell'acido diluito deve essere sempre non inferiore ai 30'. Il fattore analitico è valevole solo per questo durata di tempo.

In seguito il metodo coincide perfettamente con quello indicato dal Pinsl.

Per la determinazione del silicio nel silumin è bene lavorare con non più di 0,5 g di sostanza allo scopo di ottenere un coefficiente di estinzione relativamente basso.

Per quanto si riferisce invece alla determinazione del silicio nell'alluminio puro e per tenori inferiori all'1%, l'A. consiglia di tener conto di un termine addizionale nelle ordinate, in quanto in questo campo non si ha una netta corrispodenza fra il valore di k (coefficiente di estinzione) e il valore percentuale di silicio. Questa deviazione presenta un massimo per il 0.1% di Si con un coefficiente di estinzione di 0.02088.

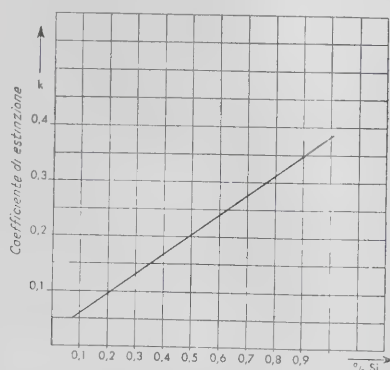


Fig. 2 - Grafico per la determinazione del silicio nell'alluminio puro e nelle leghe di alluminio a basso tenore di silicio.

Come esempio illustriamo qui sotto un calcolo per una lega avente l'1% di silicio:

$$\text{Si \%} = \frac{1.00}{2.616} = 0.0382 \quad \left\{ \begin{array}{l} 2.616 \text{ fattore d'analisi} \\ 0.0382 \text{ coefficiente di estinzione ottenuto.} \end{array} \right.$$

(teorico)

$$\text{Si \%} = 0.0382 + 0.02088 = 0.05908.$$

(effettivo)

L'A. inoltre unisce i fattori analitici per diversi elementi che spesso sono presenti nelle leghe di alluminio.

PREPARAZIONE DELLA SOLUZIONE DI CONFRONTO.

0,5 g di trucioli vengono posti in un crogiolo di nichel con l'aggiunta di 55÷60 pastiglie di soda caustica in modo che la miscela così preparata occupi la parte superiore del crogiolo. Nella parte inferiore si versano 1 cm³ di acqua ossigenata al 3% e 10 cm³ di acqua distillata.

Si inizia la reazione agitando ed avendo cura di coprire il recipiente per evitare delle perdite. A reazione ultimata si riscalda la soluzione per 4 minuti evitando un surriscaldamento del liquido; quindi si aggiunge ad esso un po' di acqua fredda. Si lascia a riposo per cinque minuti quindi si versa la soluzione alcalina in un beaker contenente dell'acido nitrico diluito (30 cm³ acido nitrico conc. d = 1.40 + 100 cm³ acqua) avendo cura di agitare fortemente e di evitare il diretto contatto della soluzione alcalina col vetro. Il crogiolo viene quindi lavato accuratamente con acqua calda.

TABELLA 2.

Tipo di materiale	Elemento	Presa di saggio g	Volume finale cm³	Spessore dello strato di liquido mm	Filtro usato	Fattore di analisi
Alluminio puro, leghe di alluminio povere di silicio	Fe	0.1	100	30	Hg 578	0.923
	Mn	0.1	100	30	S 53	0.770
	Cu	0.3	250	150	Hg 578	6.51
Silumin	Si	0.05	250	10	Hg 436	2.616
	Fe	0.05	100	30	Hg 578	1.846
	Mn	0.05	100	30	S 53	1.54

Mediante l'agitazione che deve durare circa 5 minuti la soluzione passa dal colore bruno chiaro al bianco.

Per soluzioni contenenti fino all'1% di silicio, il liquido in esame viene versato in pallone da 250 cm³ e quindi portato a volume con aggiunta di 20 cm³ di molibdato ammonico. Per tenori più alti invece il liquido viene versato im pallone da 500 cm³ e portato a volume; da esso vengono prelevati 50 cm³ di soluzione che devono servire alla successiva reazione cromatica.

DETERMINAZIONE DEL SILICIO

Il liquido ora prelevato viene riscaldato a 80°C quindi ad esso vengono aggiunti 20 cm³ di molibdato ammonico al 10%. La soluzione dopo ripetuta agitazione viene raffreddata a 20°C quindi portata al fotometro. Per l'alluminio puro e le leghe di alluminio a basso tenore di silicio la determinazione viene effettuata con uno strato di 3 cm, mentre con le leghe ad alto tenore di silicio, con uno strato di 1 cm. Inoltre è prescritto l'impiego della lampada a vapori di mercurio ed il filtro Hg. 436.

DETERMINAZIONE DEL FERRO.

Se questa determinazione viene eseguita su alluminio di titolo superiore al 99.5% o su leghe con contenuto di silicio inferiore al 0.5% è bene eseguire la prova su un'altra quantità di sostanza attaccata con le modalità prima esposte.

Se invece essa viene eseguita su alluminio di titolo inferiore al 99.5% è consigliabile preparare un'unica soluzione di 250 cm³ dalla quale si prelevano 50 cm³ per il dosaggio del ferro ed il resto serve per la determinazione del silicio.

I 50 cm³ di soluzione vengono versati in un palloncino da 100 cm³ e quindi portati a volume con 10 cm³ di solfocianuro di potassio all'1% e con acqua. Qualora la soluzione è eccessivamente acida è bene aggiungere ad essa 2 o 3 pastiglie di soda caustica, allo scopo di ottenere una maggiore limpidezza. La determinazione fotometrica viene eseguita su uno strato di 3 cm usando il filtro Hg 578 con la lampada a mercurio.

DETERMINAZIONE DEL MANGANESE.

Dalla soluzione di partenza vengono prelevati 50 cm³ e posti in palloncino da 100 cm³. Seguendo esattamente le prescrizioni già consigliate dal Pinsl, si aggiungono 5 cm³ di una soluzione di nitrato d'argento così preparata: 600 cm³ acido nitrico, 400 cm³ acqua, 8,5 g. nitrato d'argento; si riscalda ad 80°C e si aggiungono 4 cm³ di una soluzione al 50% di persolfato ammonico. Una energica agitazione agisce favo-

revolmente sulla completa decomposizione del persolfato. Allorchè è finito lo sviluppo di ossigeno la soluzione viene raffreddata e portata a volume. La determinazione fotometrica viene eseguita con la lampada a vapori di mercurio e col filtro S 53.

DETERMINAZIONE DEL RAME.

Ai rimanenti 150 cm^3 della soluzione di partenza vengono aggiunti 20 g. di cloruro ammonico e 12 cm^3 di ammoniaca concentrata; si riscalda il tutto sino ad incipiente ebollizione. Si lascia a riposo per 20 minuti, quindi si filtra la soluzione attraverso un filtro lento. I primi 20 cm^3 di liquido vengono eliminati. La determinazione fotometrica viene eseguita sul liquido rimanente lavorando con la lampada a vapori di mercurio, il filtro Hg. 578 e la vaschetta di 15 cm.

F. S.

T. SZELÉNYI - **Determinazione spettrografica del berillio nelle bauxiti** «Mathematischer und naturwissenschaftlicher Anzeiger, Ungarische Akademie der Wissenschaften», LVI (1), pp. 231-247 (1937).

Finora gli studiosi non sono d'accordo circa il contenuto in Be delle bauxiti: probabilmente perchè le analisi chimiche e spettrografiche finora eseguite sono scarse. L'eterogeneità delle bauxiti richiede invece d'eseguire un gran numero di ricerche, partendo possibilmente da campioni di composizione nota.

E' plausibile pensare che essendo la bauxite prodotta dalla decomposizione di rocce un tempo cristalline con conseguente arricchimento dell'alluminio, essa debba contenere elementi chimicamente simili all'Al, ad es. Be o Ga.

Per separare chimicamente il Be non v'è altro metodo che quello all'orto-ossichinolina; anche questo metodo però è penoso nell'esecuzione e del tutto inadatto per analisi in serie.

PRESENZA DEL BERILLIO NELLE ROCCE.

Il Be accompagna regolarmente l'Al, secondo il *Goldschmidt*, nella formazione di rocce sedimentarie: argilloscisti, bauxiti e fanghi dell'èra contemporanea sui fondi marini. Il rapporto $BeO : Al_2O_3$ varia da 1 : 20.000 a 1 : 30.000. I due cationi $Be^{\cdot\cdot}$ e $Al^{\cdot\cdot\cdot}$ sono di alcalinità pressochè uguale, poichè il maggiore raggio ionico è compensato dal minor numero di cariche positive nel nucleo. Ciò spiega la grossolana costanza del rapporto $BeO : Al_2O_3$.

Secondo il *Goldschmidt* le rocce in generale contengono 0,001-0,005% di BeO, talvolta anche 0,1% come in certe sieniti nefeliniche e in certe pegmatiti.

Nelle bauxiti ungheresi di Gànt (uno dei centri più importanti d'estrazione, v. «Alluminio», 1939, p. 53 [N° 1]) il tenore in BeO è stato stabilito in 0,1-0,2% dal *Gedeon*, per via chimica; ma il *Goldschmidt* per via spettrografica trovò solo 0,001-0,01%, ciò che è spiegabile coll'imprecisione del metodo chimico.

LA SPETTROGRAFIA: MODI D'ECCITAZIONE.

L'analisi spettrografica per emissione può utilizzare, per l'eccitazione, la fiamma ossiacetilenica, la scintilla condensata con 8-10.000 V e l'arco voltaico in corrente continua. La temperatura della fiamma non è sufficiente ad eccitare il Be ad emettere righe; la scintilla richiede che il materiale in esame conduca l'elettricità, ciò che non è il caso delle bauxiti. Resta l'arco, che è anche il metodo più sensibile.

L'arco si fa scoccare fra due carboni, con una corrente di 10-12 A; esso è assai instabile come sorgente luminosa e deve essere continuamente regolato a mano. Perciò per molto tempo s'è usato solo per analisi qualitative. Le difficoltà incontrate nell'uso dell'arco sono le seguenti:

L'arco non è fermo, ma si sposta di qua e di là fra gli elettrodi;

l'evaporazione del cratere positivo è assai ineguale: minima all'inizio, poi tumultuosa;

ponendo il materiale in una cavità praticata nel polo negativo, più freddo, si formano prima delle scorie ecc., poi ha luogo una distillazione frazionata dei componenti, per cui taluni di questi si concentrano e rimangono sul carbone;

la temperatura dell'arco, perciò anche l'emissione di luce variano entro larghi limiti, poichè evaporando il materiale in modo discontinuo, anche la resistenza dell'arco resta variabile;

infine se l'evaporazione è rapida, la camicia di vapori metallici che circonda l'arco assorbe le righe spettrali.

METODO DI GOLDSCHMIDT E MANNKOPFF.

Questi due scienziati hanno lottato non poco contro le anzidette difficoltà. Essi hanno elaborato un metodo che permette di ridurre al minimo gl'inconvenienti suaccennati.

Essi prendono soli 0,0005-0,003 g di roccia macinata e l'introducono nel foro del carbone negativo (fig. 1). Il foro è largo 0,7-1 mm, profondo 4 mm (per la bauxite). Inoltre il carbone è tornito a 3 mm di diametro. Questa riduzione di diametro è necessaria e il carbone brucia con rapidità, malgrado la sua (relativamente) bassa temperatura. Così il materiale in esame gradualmente arriva tutto nell'arco; può arrivarvi però solo man mano che il carbone brucia, non prima per distillazione, giacchè appena solo la punta del catodo è incandescente. E poichè il carbone è sottile, si può considerare il materiale analitico uniformemente disperso nel carbone. Anche l'arco è molto tranquillo.

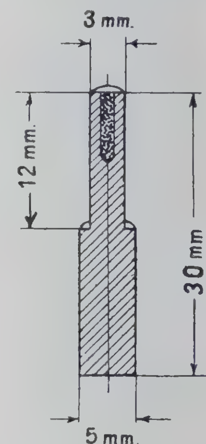


Fig. 1.

I carboni normalmente esistenti in commercio sono sempre inquinati di tracce d'elementi vari; il *Preuss* ne trovò 26. In quantità tali da dare fastidio non ci sono che Fe, Si, Al, Ca, Mg, Ti, Na, B, Cu. Solo la Ditta *Ruhstrat* di Gottinga fabbrica del carbone spettroscopicamente puro (non mancano però nella letteratura memorie circa la depurazione chimica dei carboni, v. sopratutto *A. Gatterer,* Zeits V.D.I., 80, 129 (1936) e *Stand & Ruehle,* Ind. Eng.. Chem., An. ed., Febbraio 15, 1930, p. 59; *n. d. rel.*). Non potendo l'A. procurarsi carboni puri, egli usò quelli Zeiss, che contengono 0,0005% di BeO. Ciò non avrebbe importanza pratica, però non permette d'andar lontano colle deduzioni.

Il Mannkopff ha osservato pel primo che gli ioni metallici si concentrano sulla superficie rovente del catodo, per cui mettendo a fuoco collo spettrografo il catodo anzichè l'arco, l'intensità d'annerimento delle righe aumenta e compaiono righe nuove per minime tracce di sostanza.

Nella fig. 2 vediamo lo spettrogramma del catodo. Non appare lo spettro continuo, sviluppato in senso orizzontale. che è nominato dall'A.; esso è dovuto al catodo solido incandescente. Vediamo la riga 2816,18 Å dell'Al, fusiforme e molto più breve delle altre. L'A. spiega questa riga ammettendo ch'essa provenga dai ioni d'Al che hanno perduto un elettrone del guscio esterno e sono rimasti aderenti al catodo, nè sarebbero ritrovabili nell'arco.

Sulla superficie incandescente del catodo, gli ioni metallici s'arricchiscono tanto più facilmente, quanto maggiore è la loro tensione di ionizzazione. L'arricchimento cresce in una serie di elementi indicata dall'A. (e che non coincide affatto colla serie elettrochimica o simili) «grosso modo» dai metalli nobili a quelli alcalini, dall'Au al K segnatamente.

L'intensità delle righe sulla superficie del catodo sta a quella nella colonna di gas dell'arco come 1 : 5 per Be, 1 : 7 nel caso dell'Ag e del Cu e 1 : 100 in quello dei metalli alcalini. Il limite inferiore perchè si abbia ancora una riga con questo metodo, è in media di 0,001% circa.

DETERMINAZIONE QUANTITATIVA.

Secondo l'A. la fotometria assoluta dell'intensità d'annerimento d'una riga non basta per l'analisi quantitativa giacchè a dispetto di tutte le accortezze l'arco non arde sempre con uniformità perfetta. Neanche col metodo della fiamma e della scintilla si può risalire alle concentrazioni. Conviene invece confrontare l'intensità della riga cercata con quella d'una riga d'un

elemento presente in quantità nota. A questo scopo sono adatti La. Co. Zr. Si fanno miscele contenenti l'elemento cercato in proporzioni crescenti: 0,0001; 0,001; 0,01; 0,1; 1% e l'elemento di confronto in quantità costante, ad es. 5%. Si prendono i logaritmi dei valori fotometrici ricavati dalle righe del metallo cercato e di quello usato per confronto. Questi logaritmi sono in



Fig. 2

funzione lineare del logaritmo delle concentrazioni. Purchè gli annerimenti cadano entro il tratto rettilineo della funzione γ della lastra, si può ottenere la concentrazione incognita per semplice interpolazione grafica lineare sulla curva intensità/concentrazione.

Nel caso del berillio c'è una circostanza favorevole: aumentandone la concentrazione secondo potenze di 10, si trovano sempre nuove righe ben definite. Quindi si può dedurre l'ordine di grandezza della concentrazione dalla presenza o meno di certe righe (« Metodo delle righe ultime ».

Il Goldschmidt, operando con uno spettrografo Hilger autocollimatore, e l'A. con uno Zeiss Q 24, hanno composto la seguente tabella delle righe ultime del Be: (v. fig. 3).

Tabella 1 - Intensità d'alcune righe del Be con tenori variabili in BeO.

Lungh. d'onda A	1.0 %	0.1 %	0.01 %	0.001 %	0.0001 %
2348.61	ff	f	m	d	dd
2350.78	dd	—	—	—	—
2494.44	m	d	—	—	—
2494.87	m	d	—	—	—
3130.42	m	m	d	—	—
3130.06	m	d	dd		

Legenda: ff = fortissima; f = forte; m = media; d = debole; dd = debolissima

L'A. ha inoltre potuto stabilire che la variazione del tenore in SiO_2 e in Fe_2O_3 non influisce visibilmente sulla intensità delle righe.

Condizioni sperimentali.

Intensità di corrente: nei primi 30", 4-5 A, poi per 2', 12-14 A.
Durata esposizione: 2 1/2 min.
Sostanza introdotta nel foro del catodo: 0,003 g ± 10%.
Lastre Agfa Orange, Isochrom.
Apertura relativa dello spettrografo = 1 : 15.
Apertura della fenditura: 0,01-0,005 mm.
Dispersione dell'apparecchio, a 3100 Å:

$$R = \frac{\lambda_{3100}}{\delta} = 10{,}000.$$

Temperatura della parte interna dell'arco, secondo le più recenti misure: 6-7000°C.
Strumento: spettrografo Zeiss Q 24 ad ottica di quarzo.

Conclusioni.

L'A. ha determinato per via spettrografica il tenore in berillio nelle bauxiti, e per confronto anche nei caolini e nelle argille. Il % in Be si potè determinare solo approssimativamente secondo potenze di 10, essendo il Reale Istituto di Geologia (Budapest) sprovvisto di spettrofotometro all'epoca dell'esecuzione di questi studi.

Le analisi eseguite non mostrano una differenza sostanziale fra il tenore in Be delle bauxiti e quello delle argille. E' notevole il fatto che nei caolini il tenore in Be è inferiore mentre sarebbe da attendersi il contrario. Con analisi quantitative più accurate si potrebbe anche gettare luce sulle circostanze di formazione dei caolini.

Nelle tabelle (che qui non riportiamo, essendo esse troppo

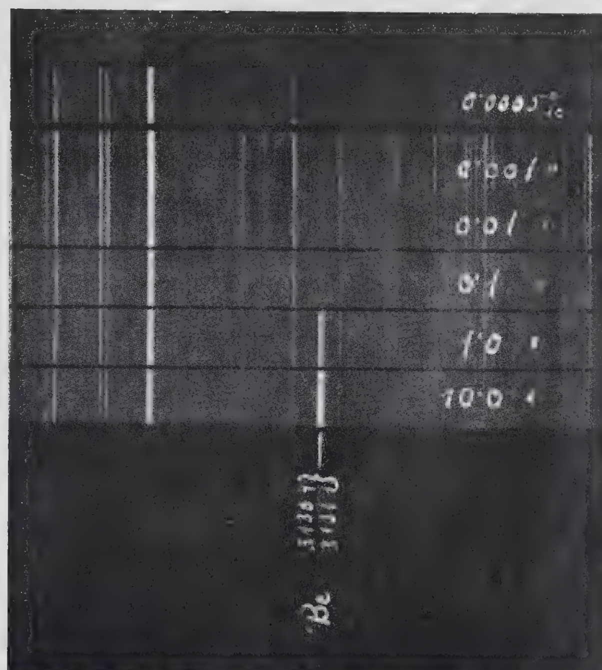


Fig. 3

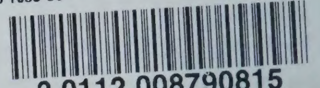
estese, *n. d. rel.*) si può osservare che il berillio, in generale assai diffuso in bassissime concentrazioni, neppure nella bauxite è presente in quantità tali da giustificare un'estrazione industriale. Tutt'al più si potrebbe pensare ad una lavorazione dei cascami (fanghi rossi?) e delle acque madri, dove il Be potrebbe arricchirsi. Nell'industria vi sono già in corso tentativi diretti in tale senso.

Dalla composizione chimica delle bauxiti non si può dedurre il loro tenore in berillio, o meglio occorrono metodi chimici più appropriati ed analisi più precise.

V. Br.

Prof. UMBERTO FERRARI, Direttore responsabile.   ARTI GRAFICHE STEFANO PINELLI - VIA BORDONI, 2 - MILANO

STAZIONE FF SS. DI REGGIO EMILIA - ARCHITETTO A. MANZON



UNIVERSITY OF ILLINOIS-URBANA
669.05AL
C001
ALLUMINIO$MILANO
7-8 1938-39
3 0112 008790815